

**Einfluß
der mikroskopischen Inhomogenität
der plastischen Verformung
auf die Ribbildung
und das Dauerschwingverhalten
einer Nickel-Superlegierung**

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Michael Gräf
aus Düsseldorf

Bochum 1979



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41546402_0064

**Einfluß der mikroskopischen Inhomogenität
der plastischen Verformung auf die Rißbildung
und das Dauerschwingverhalten
einer Nickel-Superlegierung**

Doktorarbeit
zur
Erlangung des Grades
Doktor-Ingenieur
der
Abteilung für Maschinenbau
der Ruhr-Universität Bochum

von
Michael Gräf
aus Düsseldorf

Bochum 1979



Doktorarbeit eingereicht am: 16.5.1979

Tag der mündlichen Prüfung: 27.6.79

Referent: Prof. Dr. Hornbogen

Korreferent: Prof. Dr. Lütjering

INHALT

Seite

1.	Einleitung	1
1.1	Technische Bedeutung	1
1.2	Rißausbreitungsverhalten metallischer Werkstoffe	2
1.3	Rißbildungsverhalten metallischer Werkstoffe	5
1.3.1	Einfluß des Oberflächenzustands	6
1.3.2	Einfluß der Mikrostruktur	7
1.4	Ziel der Arbeit	10
2.	Experimentelle Methoden	12
2.1	Versuchsmaterial	12
2.2	Gefügeeinstellung	12
2.3	Zugversuche	13
2.4	Ermüdungsversuche	13
2.4.1	Spannungsgesteuerte Wechselbiege- und Umlaufbiegeversuche	13
2.4.2	Dehnungsgesteuerte Ermüdungsversuche	14
2.5	Rißausbreitungsversuche	14
2.6	Mikroskopie	15
3.	Experimentelle Ergebnisse	17
3.1	Anlaßverhalten	17
3.2	Zugversuche	18
3.3	Ermüdungsversuche	19
3.3.1	Spannungskontrollierte Biegeversuche	19
3.3.2	Dehnungsgesteuerte Zug-Druck-Versuche	23
3.4	Rißausbreitungsversuche	24
4.	Diskussion der Ergebnisse	25
4.1	Gleitverhalten	25
4.2	Rißbildung	27
4.3	Statistisches Auswerteverfahren	30
4.4	Ver- und Entfestigungsverhalten	31
4.5	Verständnis des Ermüdungsverhaltens	33
4.6	Möglichkeit der Gefügeoptimierung	35

INHALT

Seite

5. Zusammenfassung

36

6. Literatur

39

7. Anhang, Bilder, Tabellen

1. Einleitung

1.1 Technische Bedeutung

Der in absehbarer Zeit zu erwartende Rohstoffmangel und die daraus folgende Verknappung und Verteuerung mancher Konstruktionswerkstoffe hat dazu geführt, daß man sich zunehmend über den ökonomischen Werkstoffeinsatz Gedanken macht. Dies bedeutet vielfach, daß angestrebt werden muß, die mechanischen Eigenschaften zu verbessern und so genau zu beschreiben, daß sie im Gebrauch (Betrieb) als Bauteil möglichst gut ausgenutzt werden können und größtmögliche Sicherheit gegen Schadensfälle bieten.

Die häufigste Ursache für das Versagen von Bauteilen ist die Ermüdung der eingesetzten Werkstoffe unter dynamischen Beanspruchungsbedingungen. Der Erforschung der Mechanismen, die in einem Werkstoff bei schwingender Beanspruchung zum Versagen führen, kommt somit eine große Bedeutung zu, da aus dieser Kenntnis eine Optimierung des eingesetzten Werkstoffs möglich ist.

Bereits vor über 100 Jahren wurde mit der Untersuchung von Bauteilen unter dynamischer Beanspruchung begonnen, und aus jener Zeit stammt die Wöhlerlinie, die auch heute noch die Grundlage für die Angabe mechanischer Kennwerte im Ermüdungsversuch ist. Aus ihr kann die Dauerschwingfestigkeit und die Zeitfestigkeit entnommen werden. Die Dimensionierung eines Bauteils nach der im Wöhlerversuch ermittelten Dauerschwingfestigkeit wurde im Laufe der Zeit als unzulänglich erkannt, da die tatsächlich auftretenden und unregelmäßig schwankenden Betriebsbeanspruchungen nicht berücksichtigt wurden und die Konstruktion aus technischen und wirtschaftlichen Gesichtspunkten nicht auf eine theoretisch unendliche Einsatzzeit ausgelegt werden konnte. Die Theorie der linearen Schadensakkumulation nach Miner erfaßte sowohl oberhalb

der Dauerfestigkeit liegende Spannungsamplituden als auch Beanspruchungskollektive. Nach dem heutigen Stand der Kenntnis bietet auch die Miner-Regel keine befriedigende Lösung der Vorgänge bei der Ermüdung mit wechselnder Amplitude.

Ein neuartiges Prüf- und Dimensionierungsprinzip zur Beurteilung der Schädigung eines Konstruktionswerkstoffs bei Ermüdung bietet die Bruchmechanik. Ihr Wesen besteht in der Ermittlung von Kenngrößen, die eine quantitative Aussage über die Widerstandsfähigkeit eines Werkstoffs gegen die Ausbreitung von vorhandenen Rissen gestatten, da davon ausgegangen werden kann, daß jedes Bauteil entweder fertigungsbedingte Spannungskonzentrationsstellen in Form von Kerben, an denen Risse entstehen, oder infolge mechanischer oder korrosiver Beanspruchung entstandene Anrisse enthält. Durch die Bruchmechanik kann somit die Rißausbreitung als Teilprozeß der Ermüdung, die mit der Wöhlerkurve als Ganzes dargestellt wird, erfaßt und verstanden werden [1-3] .

1.2 Rißausbreitungsverhalten metallischer Werkstoffe

Die Rißausbreitung kann sich über 100 % der Gesamtlebensdauer erstrecken und ist damit ein wichtiger Teilvorgang der Ermüdung. Nach Forsyth und Ryder wird das Rißwachstum als Zweistufenprozeß beschrieben [4,5] . Im Stadium I wächst der Riß schubspannungskontrolliert in definierten Gleitebenen. Aus diesem Grund findet man Risse bei einer Zug-Druck-Beanspruchung vorzugsweise unter 45° zur Belastungsachse. Wesentlich für das weitere Rißwachstum ist das Verhältnis von Schubspannung zur Normalspannung an der Spitze des Risses. Hat letztere eine bestimmte Größe erreicht, dann wächst der Riß senkrecht zur äußeren Normalspannung. Die Rißgeschwindigkeit wird kontrolliert von der vor dem Riß ausgebildeten plastischen Zone.

Die Rißausbreitung im Stadium I bestimmt oft den gröſsten Teil der Lebensdauer und hat damit den gröſsten Einfluß auf das Ermüdungsverhalten. Sie ist jedoch im Vergleich zum Stufe-II-Rißwachstum wenig systematisch erforscht. In einem Modell von Boettner und Mc Evily [6] wird das Rißwachstum im Stadium I als Folge von Abgleitungen auf parallelen Gleitebenen verstanden, bedingt durch Quergleitung von Schraubenversetzungen. Experimentelle Untersuchungen wurden von Klesnil und Lukas [7] an Kupfer-Einkristallen und von Gerold u.a. an Aluminium-Zink-Magnesium-Einkristallen durchgeführt [8] . Zum Verständnis der Rißausbreitung im Stadium II gibt es eine Vielzahl von Modellvorstellungen auf der Basis kristallographischer oder nichtkristallographischer Gleitvorgänge [9-11] . Alle Vorstellungen betrachten die Rißausbreitung als Konsequenz irreversibler plastischer Verformungen an der Rißspitze.

Zur theoretischen Abschätzung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit für duktile Werkstoffe sind die Modelle von Bilby-Cottrell-Swinden und Dugdale-Muskhelishvili angewendet worden [12,13] . In experimentellen Untersuchungen wurde festgestellt, daß die Rißausbreitung in nichtkristallinen Kunststoffen durch craze-Bildung dem Dugdale-Modell, die Rißausbreitung in duktilen Metallen, die zur ebenen Gleitung neigen, dem erstgenannten Modell nahekommt.

Dabei wird in allen Vorstellungen die mikroskopisch homogene Verformung an der Rißspitze vorausgesetzt und eine Volumenänderung unberücksichtigt gelassen. Dies ist bei vielen metallischen Werkstoffen nicht der Fall [14,15] . Bei bestimmten austenitischen Sthlen tritt durch eine spannungsinduzierte martensitische Umwandlung eine Volumenänderung an der Rißspitze auf, die die Spannungen abbaut. Dadurch wird die Rißausbreitungsgeschwindigkeit verzögert [16,17] .

In aushrzbaren Legierungen tritt eine Inhomogenität der plastischen Verformung durch Gleiten von Versetzungen auf. Sie wird bewirkt durch entfestigte Bereiche im Material, in denen eine wesentlich niedrigere Schubspannung zur weiteren Versetzungsbewegung benötigt wird als im Rest des Materials.

Diese weichen Bereiche können einmal selbst durch die Versetzungsbewegung geschaffen werden (Zerstörung von Hindernissen $\rightarrow$ transkristalline Gleitung) oder sie sind bereits vor der plastischen Verformung in Form von ausscheidungs-freien Zonen in der Umgebung von Korngrenzen im Material ($\rightarrow$ pseudo-interkristalline Gleitung) [18-26] . In diesen Fällen führt die Inhomogenität an der Rißspitze zur Veränderung des Widerstands gegen die Ausbreitung von Rissen und zu Modifikationen der theoretischen Ansätze, die auf der homogenen plastischen Verformung basieren. So wurde in experimentellen Untersuchungen an aushärtbaren austenitischen Stählen, die durch den Schneidmechanismus an den γ' -Teilchen eine inhomogene transkristalline Verformung zeigen, eine Verzögerung des Rißwachstums durch die Reversibilität der Versetzungsbewegung an der Rißspitze festgestellt [27,28,29] .

In Aluminiumlegierungen tritt je nach Auslagerungszustand sowohl Rißausbreitung entlang Gleitbänder als auch entlang teilchenfreier Zonen auf [30,31] . Für diesen letzten Fall kann die Bruchzähigkeit als Modifikation der Gleichung von Hahn und Rosenfield, die als Grundlage vom Bilby-Cottrell-Swinden-Modell ausgehen, abgeleitet werden [21,32,33] .

Die allgemeine teilempirische Form für das stabile Rißwachstum metallischer Werkstoffe, wie sie von Paris abgeleitet worden ist [34] , kann somit nicht auf alle auftretenden Rißausbreitungsmechanismen angewendet werden. Diese Gleichung verknüpft die Rißausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ mit der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK , da diese für den Fall ebener homogener Dehnung das Spannungsfeld an der Rißspitze eindeutig beschreibt und das Rißwachstum kontrolliert:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (1)$$

Der Einfluß mikrostruktureller Parameter auf das Rißwachstum bewirkt eine Änderung des Exponenten m der Spannungsintensitätsamplitude [35,36] .

In Bezug auf die Lebensdauer spielen für die Rißausbreitung die Dicke eines Bauteils, die Versuchstemperatur und die Umgebungsbedingungen eine wichtige Rolle. In diesem Zusammenhang wird auf die Literatur verwiesen [37] .

Die vorausstehende Auswahl von experimentellen Ergebnissen über die Rißausbreitung unter dynamischen Beanspruchungsbedingungen zeigt, daß eine Vielzahl theoretischer und teil-empirischer Ansätze für die verschiedenartigen Verformungsmechanismen vorliegen, die ein Verständnis der Vorgänge an der Rißspitze unter Berücksichtigung der Einflußgrößen sowohl quantitativ als auch qualitativ ermöglichen.

1.3 Rißbildungsverhalten metallischer Werkstoffe

Während die Abhängigkeit des Rißausbreitungsverhaltens von der äußeren Belastung und den Umgebungsbedingungen sowie vom Gefügebautbau des Werkstoffs relativ gut erforscht ist, hat man den Untersuchungen dieser Parameter auf das Rißbildungsverhalten weniger Aufmerksamkeit geschenkt. Dies hat im wesentlichen zwei Gründe: die Vorgänge bei der Rißbildung laufen in mikroskopisch kleinsten Bereichen ab und sind deswegen experimentell schwierig erfassbar. Die Bruchmechanik als wichtige neue Forschungsrichtung beschäftigt sich nur mit dem Widerstand eines Werkstoffs gegen die Ausbreitung von Rissen.

Die Rißbildung setzt bei der Ermüdung an der Oberfläche ein. Die Gründe dafür sind Kerben mit darauffolgenden Spannungs-konzentrationen und der korrosive Angriff an der Oberfläche und eine leichtere Verformung der Oberflächenkristalle. Als mögliche Keimstellen für die Ermüdungsrißauslösung ergeben

sich Reaktionen von Gleitbändern mit der Probenoberfläche, harte Korngrenzen und weiche Zonen an den Korngrenzen, Zwillingsgrenzen in der Oberfläche, intermetallische Einschlüsse in der Oberfläche. Als zusätzlicher Parameter kommt bei der Rißbildung der Oberflächenzustand hinzu.

Im weiteren werden die Einflüsse der Temperatur und der Umgebungsbedingungen auf die Rißbildung nicht diskutiert.

1.3.1 Einfluß des Oberflächenzustands

In den meisten Arbeiten ist der Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit lediglich auf die Dauerschwingfestigkeit und die Zeitfestigkeit metallischer Werkstoffe untersucht worden. Diese Ergebnisse erlauben in der Regel nicht, den Einfluß auf das Rißbildungsverhalten allein zu beurteilen. In neueren Untersuchungen wurde jedoch festgestellt, daß eine Veränderung des Oberflächenzustands nur die Lastspielzahl bis zur Rißbildung beeinflusst [38]. In den nachstehend aufgeführten experimentellen Untersuchungen kann eine Veränderung der Zeit- und Dauerfestigkeit mit dem Rißbildungsverhalten korreliert werden.

Mechanische, thermische und chemische Bearbeitungsverfahren verändern die mechanischen Eigenschaften der Oberflächenschichten durch Rauigkeit, Kaltverfestigung, Eigenspannungen.

Sie beeinflussen die Schwingfestigkeit bei Raumtemperatur in unterschiedlicher Weise. Bei der spanenden Bearbeitung, beim Schleifen, Polieren oder Kugelstrahlen werden Eigenspannungen in der Oberfläche erzeugt [39-41]. Sie haben einen günstigen Einfluß auf das Dauerschwingverhalten eines Werkstoffs [42-46], obwohl gegenläufige Ergebnisse bekannt sind [47].

Im Gegensatz zu den Eigenspannungen zeigt die Oberflächenrauigkeit eine gegenläufige Tendenz. Mit steigender Rauhtiefe ergibt sich eine Erhöhung der Kerbwirkungszahl und eine Ver-

ringerung der Schwingfestigkeit [48,49] . Durch röntgenographische Messung der Eigenspannungen können diese Einflußgrößen getrennt werden [50] . Ein großes Problem stellt die getrennte Betrachtung von Verfestigung und Eigenspannungen und deren Einflüsse auf das Ermüdungsverhalten dar. Eine befriedigende Lösung für die Einflüsse von Oberflächenzustand, Eigenspannungen und Oberflächenverfestigung ist nur bei einer getrennten Betrachtung möglich [51] .

Einen großen Einfluß auf die Lastspielzahlen bis zum Bruch haben die Oberflächenschichten, die in unterschiedlicher Weise auf das Material gebracht werden können. Experimentelle Untersuchungen haben gezeigt, daß besonders bei einem Einsatz in korrosiven Medien größere Bruchlastspielzahlen erreicht wurden [52] . In anderen Arbeiten wurde jedoch auch festgestellt, daß Chrom- und Nickelschichten auf Gußeisen oder Stählen eine Dauerfestigkeitsminderung bewirken [53-55] .

1.3.2 Einfluß der Mikrostruktur

Die Mikrostruktur hat aufgrund der auftretenden Rißbildungsmechanismen einen großen Einfluß auf die Rißbildung. Hauptsächlich werden Risse an Stellen ausgelöst, an denen die plastische Verformung konzentriert ist. Neben Korn- und Phasengrenzen, intermetallischen Einschlüssen und Zwillingsgrenzen, sind die Gleitbänder, die während der Ermüdung gebildet werden, bevorzugte Stellen der Rißbildung. Weil bei der Ermüdung in der Zug- und Druckphase die ablaufenden plastischen Verformungen nicht streng reversibel ablaufen, können bei geringer plastischer Dehnungsamplitude sehr hohe Gleitstufen auf der Oberfläche entstehen, die sich von den statischen Gleitstufen deutlich unterscheiden. Man bezeichnet diese Bänder auch als "F-Bänder" oder "persistente Bänder" (PSB). Diese Erscheinungen wurden intensiv an Cu-Einkristallen untersucht [56-60] . Durchstrahlungselektronenmikroskopische Aufnahmen zeigen, daß diese PSB eine eigene

Versetzungsstruktur besitzen. Sie bestehen aus versetzungsarmen Bereichen, die sich zu Leiterstrukturen angeordnet haben. Für die Bildung dieser Versetzungsanordnungen sind mehrere Modelle vorgeschlagen worden [61,62] . Lukas und Klesnil gehen von einer Versetzungsschleife aus, die durch häufiges Quergleiten Zellwände aus Stufenversetzungen aufbaut. In ihren Untersuchungen an Kupfer-Einkristallen stellten sie fest, daß in Kristallen mit sehr schwierigem Quergleiten keine persistenten Bänder auftraten [63] .

Die Versetzungsreaktionen in den PSB, die eine starke Entfestigung bewirken, führen auf der Oberfläche einer Probe zu sehr hohen Stufen. Neben diesen Erscheinungsformen treten häufig Extrusionen und Intrusionen auf. Hierbei wird Material aus der Oberfläche heraus- bzw. hineingeschoben [64] . Ein einfaches Modell für ihre Bildung ist von Cottrell und Hull vorgeschlagen worden [65] . Diese Extrusionen stellen neben den PSB eine zusätzliche Konzentration der Verformung an der Oberfläche dar. Diese Gleithänder sind bevorzugte Orte der Rißbildung, weil bei dynamischer Beanspruchung aufgrund der Oberflächentopographie Spannungsspitzen auftreten. Diese Spannungen können nach einem Rißbildungsmodell von Neumann [66] zwei alternierende Gleitsysteme aktivieren und wegen fehlender Reversibilität der Abgleitprozesse zur Rißbildung führen. Es wird allgemein angenommen, daß die Risse in einem Ermüdungsgleitband kontinuierlich in das Stufe-I-Rißwachstum übergehen.

Die auftretenden Rißbildungsmechanismen zeigen, daß der Verteilung der plastischen Verformung die entscheidende Rolle bei der Auslösung eines Rißkeims zukommt. Eine homogene Verteilung der Verformung kann auf zwei Wegen erreicht werden: die Reduktion des Volumenanteils von Einschlüssen zweiter Phasen, um diese örtlich hohe Konzentration der Verformung zu minimieren oder die Veränderung des Gleitcharakters entweder durch eine Erhöhung der Stapelfehlerenergie, Veränderungen des Typs oder der Verteilung von Ausscheidungen oder durch das Einbringen einer vor der plastischen Verformung existierenden

Versetzungssubstruktur, um die plastischen Dehnungen über das Kornvolumen zu verteilen [67-70] . Eine vollständige Beseitigung intermetallischer Einschlüsse kann das Gleitverhalten verschlechtern, so daß sich eine Verringerung der Lastspielzahlen bis zum Bruch ergibt [71-74] .

Der Widerstand eines Werkstoffs gegen eine Rißauslösung an den Ermüdungsgleitbändern wird bestimmt durch das Ver- und Entfestigungsverhalten während der zyklischen Verformung. Makroskopische Entfestigung tritt hauptsächlich an kaltverformten Werkstoffen auf. Es wird allgemein angenommen, daß die Zerstörung der ursprünglich vorhandenen Versetzungsstruktur durch die Bewegung von hin- und herbewegenden Versetzungen bedingt ist [75] . Nach Abschluß der Entfestigung entsteht eine Versetzungsstruktur, die für die entsprechende Dehnungsamplitude einheitlich über das Volumen verteilt ist [76] .

Von Bedeutung für die Rißbildung an Ermüdungsgleitbändern ist die lokale Entfestigung in einzelnen Bereichen des Gefüges, wo die Versetzungsbewegung konzentriert ist. Eine erste Unterscheidung der unterschiedlichen Tendenz eines Werkstoffs, inhomogen zu verformen, wurde von Grosskreutz unternommen [77] . Legierungen mit wellenförmigen Gleitverhalten (wavy-slip) und niedriger Stapelfehlerenergie begünstigen lokale Entfestigungen im Gegensatz zu Legierungen mit planaren Gleitverhalten (planar slip), die einen großen Anteil reversibler Versetzungsbewegung besitzen. Neben dieser Gleitart muß als zusätzlicher Aspekt die Gleitverteilung berücksichtigt werden, d.h. ob es sich um eine grobe oder feine planare Gleitung handelt [78] . Durch unterschiedliche Wechselwirkung von bewegenden Versetzungen mit Ausscheidenteilchen kann die Neigung zur Gleitbandbildung während der Ermüdung stark variiert werden [79] . Die Teilchen können je nach Gefügezustand von den Versetzungen völlig zerstört werden, und es entstehen teilchenfreie, sehr weiche Gleitbänder, die bevorzugt Ausgangspunkte für Risse sind [80-82] .

1.4 Ziel der Arbeit

Die Bruchlastspielzahl als eine Kenngröße für das Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe ist Gegenstand vieler experimenteller Untersuchungen gewesen. Durch die Anwendung der Bruchmechanik ist die Rißausbreitung als Teilprozeß der Ermüdung für viele Werkstoffe in Abhängigkeit von ihren Einflußgrößen quantitativ beschreibbar.

Relativ wenig erforscht ist die Rißbildung als erster Teilprozeß der Ermüdung. In einigen Arbeiten wurde versucht, teilempirische Beziehungen für eine quantitative Beschreibung der Lastspielzahl bis zur Rißbildung abzuleiten [83-86]. Häufig wurde die Rißbildung als der Zeitpunkt definiert, bei dem Risse die Größenordnung eines Korndurchmessers erreicht haben. Diese Untersuchungen schließen jedoch die ersten Stadien der Rißausbreitung mit ein. Durch das fehlende Verständnis des Rißbildungsverhaltens können sich Widersprüche aus Untersuchungen über das Rißausbreitungsverhalten und der Bruchlastspielzahlen ergeben.

Aus diesen Gründen erscheint es notwendig, den Einfluß mikrostruktureller Parameter auf die Ermüdungsrißbildung zu untersuchen und aus dem Verständnis der Mechanismen das Ermüdungsverhalten insgesamt zu verstehen. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, die Bedingungen für ein optimales Ermüdungsverhalten eines Werkstoffs zu definieren.

Das Ziel der Arbeit war, an einer aushärtbaren Nickel-Superallegierung den Einfluß verschiedener Neigungen zu mikroskopisch inhomogenen Verformungsverhalten auf die Rißbildung bei Ermüdung zu untersuchen. Durch gleichzeitige Bestimmung der Lastspielzahl bis zum Bruch und des Rißausbreitungsverhaltens sollte das Ermüdungsverhalten von der Ausbildung erster Oberflächenerscheinungen bis zum Bruch des Werkstoffs verstanden werden.

Aus dem Verständnis des Rißbildungsmechanismus sollte ein Modell abgeleitet werden, das eine quantitative Beschreibung der Lastspielzahl bis zur Rißbildung in Abhängigkeit vom mikroskopischen Verformungsverhalten erlaubt.

2. Experimentelle Methoden

2.1 Versuchsmaterial

Die experimentellen Untersuchungen wurden an einer Nickel-Superlegierung durchgeführt, die als Versuchsschmelze mit der handelsüblichen Bezeichnung Nimonic 80 A zur Verfügung stand. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 1 aufgetragen.

Der Anlieferungszustand lag als warmgewalztes Halbzeug mit quadratischem Querschnitt (Kantenlänge = 40 mm) vor und ist vom Hersteller wie folgt wärmebehandelt:

- a) homogenisiert, 8 h 1080°C / Luft
- b) ausgelagert, 16 h 700°C / Luft

Die Auswahl dieser aushärtbaren Legierung entsprach den an sie gestellten Forderungen. Durch unterschiedliche Auslagerungen sowie thermomechanische Behandlungen sollten Gefüge hergestellt werden, die durch einen weiten Bereich von Gleitmorphologien bei der plastischen Verformung gekennzeichnet sind. Dies wird bei Nickel-Superlegierungen durch die unterschiedlichen Wechselwirkungen der bewegenden Versetzungen mit den ausgeschiedenen γ' -Teilchen erreicht [87,88] .

2.2 Gefügeeinstellung

Das Ausgangsmaterial wurde in Scheiben notwendiger Dicke gesägt und anschließend auf die spätere Probendicke bei 1080°C warmgewalzt.

Zur Einstellung eines definierten Ausgangsgefüges wurden danach alle Zustände 4 h bei 1080°C homogenisiert. Dadurch wurde eine einheitliche Korngröße von $D \approx 150 \mu\text{m}$ eingestellt.

Das Anlaßverhalten dieser Nickellegierung war aus anderen Arbeiten hinreichend bekannt [89]. Da Zustände mit definierten Gleitmorphologien und vergleichbaren Streckgrenzen für die mechanischen Untersuchungen notwendig waren, wurden Anlaßisothermen aufgenommen. Zusätzlich wurden thermomechanisch behandelte Zustände hergestellt. Als Auslagerungstemperaturen wurden 750°C, 800°C, 900°C gewählt.

2.3 Zugversuche

Die Zugversuche wurden an einer Zugprüfmaschine Typ Zwick 1387 mit elektronischer Kraft- und Dehnungsaufzeichnung mit einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit ($v = 0,5 \text{ mm/min}$) durchgeführt. Form und Abmessungen der verwendeten Flachzugproben sind in Bild 1 dargestellt. Zur Bestimmung des Gleitverhaltens wurde eine einfache Probenform benutzt, da der Versuch nach einer plastischen Verformung von $\epsilon = 1 \%$ abgebrochen wurde. Die Proben wurden vor der Homogenisierungsglühung gefertigt, um eine Oberflächenverformung durch die spanabhebende Bearbeitung zu vermeiden. Die Zugrichtung entsprach der Walzrichtung.

2.4 Ermüdungsversuche

2.4.1 Spannungsgesteuerte Wechselbiege- und Umlaufbiegeversuche

Zur Untersuchung des plastischen Verformungsverhaltens sowie der Rißbildung und Bruchlastspiel bei Ermüdung wurden Wechselbiegeversuche an einer gleichnamigen Maschine der Fa. Schenck (PWO 0285 L) und Umlaufbiegeversuche an einer entsprechenden Maschine (PUN 0167 Z) durchgeführt. Die verwendeten Probenformen sind in Bild 2 dargestellt. Die Flachproben eigneten sich zur Beobachtung des Gleitverhaltens und der Rißbildung, die Umlaufbiegeproben konnten angeschliffen werden, so daß eine Beobachtung der Oberflächentopographie und des Rißwachstums in das Innere der Probe möglich war. Beide Versuchs-

durchführungen sind spannungskontrolliert. An einer Probe konnte die Lastspielzahl für das Auftreten von ersten Verformungsspuren, die Lastspielzahl für das Auftreten von ersten Rissen und die Bruchlastspielzahl aufgenommen werden. Risbildung wurde allgemein als der Zeitpunkt festgelegt, bei dem im Lichtmikroskop bei 1600 facher Vergrößerung eindeutig Risse der Größenordnung $\leq 10 \mu\text{m}$ beobachtet wurden.

Durch eine Untersuchung des Einflusses der mechanischen Bearbeitung, des mechanischen und elektrolytischen Polierens auf die Lastspielzahl bis zur Risbildung konnte diese Einflußgröße zu Beginn der Versuche eliminiert werden.

2.4.2 Dehnungsgesteuerte Ermüdungsversuche

Zur Untersuchung des Ver- und Entfestigungsverhaltens und der Lastspielzahl bis zur Risbildung und zum Bruch wurden zusätzlich Zug-Druck-Versuche an einer servohydraulischen Prüfmaschine RE 25 der Firma Schenck-Trebel durchgeführt. Während der Versuchsdurchführung wurde die Gesamtdehnungsamplitude $\Delta \epsilon_t$ durch einen Ansatzdehnungsaufnehmer DD 1 der Firma HBM konstant gehalten und die Veränderung der $\sigma - \epsilon_{pl}$ -Hysterese in Abhängigkeit von der Lastspielzahl aufgenommen. Die Abmessungen der verwendeten Probenform ist in Bild 2 dargestellt. Die Versuche wurden häufig unterbrochen, so daß eine mikroskopische Beobachtung der Oberflächentopographie und der Risbildung möglich war. Die Frequenz betrug zur Aufnahme der ersten Hysterese-Schleifen 0,1 Hz, nach Abschluß der Verfestigung wurde sie auf 1 Hz erhöht.

2.5 Risausbreitungsversuche

Für die Risausbreitungsmessungen wurden einseitig gekerbte Zugproben (SEN-Proben) verwendet (Bild 3). Die Krafftrichtung entsprach der Walzrichtung. Die Proben wurden vor der letzten Homogenisierungsglühung gefertigt. Die Versuche wurden eben-

falls an der servohydraulischen Prüfmaschine RE 25 durchgeführt. Für die optische Rißverfolgung wurden die Proben mechanisch poliert. Durch eine dynamische Beanspruchung im Zug-Schwell-Bereich bei einem Verhältnis von Unterlast zur Oberlast von 0,235 ($R = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = 0,235$) und einer Frequenz von 10 Hz wurde ein Ermüdungsriß in die Probe gebracht und lichtmikroskopisch mit Hilfe einer Strichverteilung im Okular des Meßmikroskops der Rißfortschritt Δa pro Lastwechsel gemessen. Die zugehörigen ΔK -Werte ergaben sich durch eine für SEN-Proben abgeleitete Formel [1]. Die Aufnahme dieser Abhängigkeit wurde bei hinreichendem Abstand vom eingefrästen Kerb von 10^{-6} mm/LW bis zur instabilen Rißausbreitung durchgeführt.

2.6 Mikroskopie

Die mikroskopische Untersuchung der Oberflächenerscheinungen und Rißbildung mechanisch beanspruchter Proben war eine zentrale Untersuchungsmethode dieser Arbeit. Dabei wurden verschiedene mikroskopische Verfahren durchgeführt.

Zur Gefügeuntersuchung wurden die Proben zunächst geschliffen, mechanisch poliert und anschließend elektrolytisch poliert (Elektrolyt: 870 ml Äthanol, 60 g $AlCl_3$, 270 g $ZnCl_2$, 100 ml Butanol, 100 ml HCl , 170 ml H_2O). Durch eine Ätzung mit einer Ätzlösung aus HCl , HNO_3 , H_3PO_4 und Essigsäure wurden Korn- und Zwillingsgrenzen, Einschlüsse und überalterte γ' -Teilchen sichtbar gemacht. Für die durchstrahlungselektronenmikroskopischen Untersuchungen wurden Folien mit gleichem Elektrolyten präpariert.

Die Beobachtung der Gleiterscheinungen und der Rißbildung wurde mit einem Phaseninterferenzkontrastzusatz der Fa. Leitz durchgeführt. Mit diesem Verfahren konnte durch die Verwendung eines Öl-Objektivs bei sehr hoher Vergrößerung (bis 1600 x) eine hohe Tiefenschärfe und maximaler Kontrast erreicht werden. Das Verfahren ist an anderer Stelle genau beschrieben [90].

Mit Hilfe von Zweistrahl- und Vielstrahlinterferenzen nach Tolansky konnte die Oberflächentopographie quantitativ bestimmt werden. Die Auflösungsgrenze für Höhenunterschiede betrug ca. 25 nm [91]. Durch die Schrägschliffmethode nach Wood konnten an ermüdeten Umlaufbiegeproben die Oberflächenerscheinungen und der Rißverlauf ins Probeninnere beobachtet werden [92]. Ergänzend wurden alle Gleitmorphologien und die Rißbildung im Rasterelektronenmikroskop und durch Abdruckverfahren (Replikas) untersucht.

3. Experimentelle Ergebnisse

3.1 Anlaßverhalten

Die Anlaßisothermen für die entsprechenden Temperaturen zeigen den erwarteten Verlauf.

In Bild 4a sind die Härtekurven für 750°C und 900°C dargestellt. Mit steigender Auslagerungstemperatur verschiebt sich das Maximum der Aushärtung zu kürzeren Auslagerungszeiten und gleichzeitig zu niedrigeren Werten. Vor der Ausscheidungshärtung wurden alle Proben nach 4 h Glühung bei 1080°C abgeschreckt, um eine konstante Leerstellendichte und damit gleiche Bedingungen für den Ausscheidungsvorgang zu gewährleisten. Während der Ausscheidung aus dem übersättigten γ -Mischkristall ändern sich der Durchmesser und der Volumenanteil der γ' -Teilchen (Bild 5). Das Zustandsdiagramm einer Nickellegierung ist schematisch durch einen quasi-binären Schnitt in Bild 6 dargestellt. Die entsprechenden Auslagerungstemperaturen sind eingezeichnet. Je geringer die Auslagerungstemperatur, desto höher ist der Volumenanteil der γ' -Teilchen.

Durch eine thermomechanische Behandlung ergibt sich eine Addition der Härtungsmechanismen von Kaltverfestigung und Teilchenhärtung (Bild 4b). Dadurch ergeben sich höhere Härtewerte. Gleichzeitig ist das Härtemaximum zu kürzeren Auslagerungszeiten verschoben.

Aus diesen verschiedenen Auslagerungsisothermen konnten Zustände ausgewählt werden, die vergleichbare Streckkarenzen aufweisen und aufgrund ihrer Mikrostruktur ein völlig gegensätzliches mikroskopisches Verformungsverhalten zeigen sollten.

Gefügezustand I : homogener Mischkristall, inhomogenes Verformungsverhalten

Gefügezustand II : überalterter Zustand, homogenes Verformungsverhalten

Gefügezustand III : Härtemaximum 750°C, inhomogenes Verformungsverhalten

Gefügezustand IV : Thermomechanisch behandelter Zustand, homogenes Verformungsverhalten

Die Zustände I und II sowie die Zustände III und IV zeigen gleiche Härtewerte. Die ausgewählten Zustände sind in Bild 4 gekennzeichnet.

3.2 Zugversuche

Die Spannungsdehnungsdiagramme sind für diese vier Zustände in Bild 7 dargestellt. Entsprechend dem Auslagerungsverhalten zeigt sich, daß der Mischkristall und der überalterte Zustand sowie maximal gehärtete Zustand und der thermomechanisch behandelte Zustand vergleichbare Streckgrenzen besitzen. Dadurch war ein Vergleich der Versuchsergebnisse in den Ermüdungsversuchen möglich. Das unterschiedliche Gleitverhalten ist in Bild 8 nach einer plastischen Verformung von $\epsilon = 1\%$ zu sehen. Der Mischkristall und der ausgehärtete Zustand (Bild 8a und Bild 8b) zeigen eine grobe Gleitverteilung. Die plastische Verformung ist auf ein kleines Volumen begrenzt. Es entstehen hohe Gleitstufen auf der Oberfläche, die weit voneinander entfernt sind. Eine völlig gleichmäßige Verteilung der Verformung zeigen der überalterte und der thermomechanisch behandelte Zustand. Die einzelnen Gleitstufen sind niedrig und liegen so dicht nebeneinander, daß die Auflösungsgrenze des Lichtmikroskops erreicht wird (Bild 8c und Bild 8d). Als Maß für den Grad der Inhomogenität der Verformung kann ein mittlerer Gleitbandabstand angegeben werden, der aus einer

hinreichend großen verformten Oberfläche bestimmt werden kann. In Tabelle 2 ist dieser Wert für verschiedene Gefügestände angegeben. Die plastische Verformung betrug $\epsilon = 1\%$. Die Ergebnisse sind arithmetische Mittelwerte einer Meßreihe. Die Bestimmung der Gleitstufenhöhen ist experimentell wesentlich aufwendiger. Bild 9 zeigt die Bestimmung einer Stufenhöhe mit dem Interferenzverfahren. Die Bestimmung von mittleren Gleitstufenhöhen und zugehörigen Gleitstufenabständen zeigt, daß die Verbindung dieser Größen durch einen konstanten Faktor approximiert werden kann, obwohl ursächlich kein funktionaler Zusammenhang existiert (Tabelle 3).

3.3 Ermüdungsversuche

3.3.1 Spannungskontrollierte Biegeversuche

Bei den Wechselbiegeversuchen wurde zunächst die Ausbildung der Verformungsverteilung und ihre Korrelierbarkeit mit der im statischen Versuch gemessenen Gleitverteilung untersucht. Die Ergebnisse dieser Oberflächenuntersuchungen in Abhängigkeit von den Lastspielzahlen sind in Bild 10 dargestellt.

Ein Gefügestand mit im statischen Versuch gemessener grober Gleitverteilung zeigt nach geringen Lastspielzahlen die Ausbildung von groben Gleitbändern mit hohen Oberflächenstufen, während unter gleichen Versuchsbedingungen die Oberfläche einer homogen verformenden Probe nahezu unzerstört ist (Bild 10a-d). Dieser Zustand benötigt sehr viel höhere Lastspielzahlen zur Bildung einer äquivalenten Oberflächentopographie (Bild 10e und Bild 10f). Diese dynamischen Gleitbänder sind zusammengesetzt aus einzelnen diskreten Gleitstufen, deren Höhe vergleichbar ist mit den statischen Gleitstufenhöhen. Bild 11 zeigt LM-Aufnahmen von Ermüdungsgleitbändern verschiedener Gefügestände. Obwohl die Anordnung und Form der Ermüdungsgleitbänder unterschiedlich ist, können einzeln auflösbare Stufen mit statischen Gleitstufen

verglichen werden (Bild 12). Zusätzlich treten Extrusionen und Intrusionen auf, die von den Ermüdungsgleitbändern deutlich zu unterscheiden sind. Sie stellen die stärkste Störung der Probenoberfläche dar und können durch Aktivierung vieler dicht nebeneinander liegender Gleitebenen (Gleitbänder) entstehen, da ihr Aussehen keiner diskreten kristallographischen Gleitung entspricht. Besonders hohe Oberflächenstufen bilden sich, wenn Extrusionen mit Intrusionen kombiniert sind. In Bild 13 ist die Messung der Stufenhöhen der Ermüdungsgleitbänder mit Hilfe der Interferenzverfahren dargestellt. Bild 13a zeigt die Kombination von einer Extrusion mit einer Intrusion. Eine Auswertung dieser Bilder ergibt, daß die höchsten Stufen bei der dynamischen Beanspruchung fast eine Größenordnung höher sind als die bei der statischen Verformung gemessenen Gleitstufenhöhen.

Der Einfluß dieser Oberflächenerscheinungen verschiedener Gefügezustände auf den Mechanismus der Rißbildung und die Lastspielzahl bis zur Rißbildung wurde untersucht.

Zunächst wurde der Einfluß des Oberflächenzustands auf die Lastspielzahl bis zur Rißbildung und der Bruchlastspielzahl untersucht, da dieser Effekt für die weiteren Ermüdungsversuche eliminiert werden sollte. In Bild 14 ist der Einfluß verschiedener Oberflächenbehandlungen auf die Lastspielzahl bis zur Rißbildung aufgezeigt. Aus den Versuchsergebnissen ist zu erkennen, daß der Zustand, der ohne Homogenisierungsglühung nach der mechanischen Fertigung dynamisch beansprucht wurde, die größte Lastspielzahl bis zur Rißbildung zeigt. Durch die spanende Bearbeitung wird der Oberflächenbereich stark verfestigt. Dadurch wird die Streckgrenze in der Oberfläche erhöht und Eigenspannungen aufgebaut. Da die Bruchlastspielzahl nur geringfügig beeinflusst wird, kann man schließen, daß diese Oberflächenbearbeitung nur die Rißbildung beeinflusst. Alle Zustände, die nach der Fertigung homogenisiert wurden, zeigen die gleichen Lastspielzahlen bis zur Rißbildung unabhängig davon, ob die Oberfläche mechanisch oder elektrolytisch poliert war. Beide Polierverfahren konnten für die anschließenden Versuche parallel angewendet werden.

Die Ergebnisse der Untersuchungen über den Rißbildungsmechanismus sind in Bild 15 dargestellt. Risse werden unabhängig von der Art der Gleitverteilung an transkristallinen Gleitstufen ausgelöst. Die Rißbildung erfolgte an den hohen Oberflächenstufen der Ermüdungsgleitbänder. In sehr seltenen Fällen tritt die Rißbildung an den inkohärenten Stufen der Zwillingsgrenzen auf (Bild 15f).

Risse werden ausgelöst, wenn eine bestimmte Verformungsverteilung an der Oberfläche erreicht ist. Es kann angenommen werden, daß kritische Stufenhöhen mit einer Häufigkeit auf der Oberfläche auftreten müssen, um die Rißbildung einzuleiten. Da die Ausbildung von hohen Oberflächenstufen abhängig ist von dem Gleitverhalten des Gefügezustands, ergibt sich eine Abhängigkeit der Lastspielzahl bis zur Rißbildung (Bild 16). Der Gefügezustand III mit dem inhomogensten Verformungsverhalten hat die niedrigsten Lastspielzahlen bis zur Rißbildung. Diese Lastspielzahl erhöht sich mit steigendem Grad der Homogenisierung der plastischen Verformung. Als Maß zur Charakterisierung der Gleitverteilung ist der mittlere Gleitbandabstand angegeben (s. Tab. 2).

Stufenhöhenbestimmungen an Gleitstufen, die zur Rißauslösung geführt haben, zeigen, daß unabhängig von der Art der Gleitverteilung eine bestimmte kritische Stufenhöhe ($h_c \approx 160-220 \text{ nm}$) erreicht werden muß, um einen Rißkeim zu bilden (Bild 17).

Der Übergang von der Rißbildung zum Stufe-I-Rißwachstum ist für eine homogene und inhomogene Gleitverteilung an einer angeschliffenen Umlaufbiegeprobe in Bild 18 dargestellt. Die Bilder zeigen, daß ein an einer hohen Oberflächenstufe gebildeter Riß zunächst unabhängig von der Gleitverteilung entlang diskreter Gleitebenen ins Probeninnere wächst. Der Zustand mit homogener Gleitverteilung zeigt bei einer bestimmten Rißlänge den Übergang zum Stufe-II-Rißwachstum.

Zur Bestimmung der Anteile von Rißwachstum und Rißausbreitung an der Bruchlastspielzahl wurden die Grenzlinie für das Auftreten von ersten Verformungsspuren, die Grenzlinie für das Auftreten von ersten Rissen und die Wöhlerlinie aufgenommen. Bild 19 zeigt die Versuchsergebnisse für zwei Spannungsamplituden und jeweils zwei Zustände mit gleichen Streckgrenzen. In Bild 19a ist der Zustand III (Härtemaximum) und der Zustand IV (thermomechanisch behandelt) und in Bild 19b der Zustand I (Mischkristall) und der Zustand II (überaltert) eingetragen.

Die Tendenz ist in beiden Darstellungen gleich: ein Zustand mit inhomogenen Verformungsverhalten zeigt eine frühzeitige Ausbildung von Gleitbändern und geringen Lastspielzahlen bis zur Rißbildung. Gleichzeitig sind die Lastspielzahlen bis zum Bruch größer oder gleich groß im Vergleich zu den Zuständen, die homogen verformen. Daraus folgt, daß ein Gefügestand mit inhomogener Gleitverteilung einen geringen Widerstand gegen die Rißbildung, aber einen größeren Widerstand gegen die Rißausbreitung besitzt. Eine Mikrostruktur mit homogener Verformungsverteilung zeigt dazu ein gegenläufiges Verhalten: Risse, die sich erst bei hohen Lastspielzahlen gebildet haben, führen schnell zum Bruch.

In Bild 20 ist der Einfluß der Probengeometrie und der Beanspruchungsart (wechselndes Biegemoment - umlaufendes Biegemoment) auf die Lastspielzahlen bis zur Rißbildung und zum Bruch dargestellt. Die Proben, die im Umlaufbiegeversuch dynamisch beansprucht wurden, zeigen höhere Lastspielzahlen. Das Verhältnis von der Lastspielzahl bis zur Rißbildung und der Bruchlastspielzahl entspricht den Werten, die im Wechselbiegeversuch ermittelt wurden. Das qualitativ unterschiedliche Verhalten von homogen und inhomogen verformenden Zuständen konnte in beiden Versuchsdurchführungen festgestellt werden.

3.3.2 Dehnungsgesteuerte Zug-Druck-Versuche

Die Ergebnisse dieser Ermüdungsversuche sind in den Bildern 21-24 dargestellt.

In Bild 21 ist das σ, ϵ -Hysteresese-Verhalten für einen Zustand mit homogenen und inhomogenen Gleitverhalten aufgetragen. Bei konstanter Gesamtdehnungsamplitude verfestigen beide Zustände bis zu einem maximalen Spannungswert. Gleichzeitig nimmt die Breite der Hystereseschleife, d.h. die plastische Dehnungsamplitude, ab.

In Bild 22b ist die Änderung der Spannungsamplitude bezogen auf die Ausgangsspannung in Abhängigkeit von der Lastspielzahl aufgetragen. Ein Vergleich von Bild 22a und Bild 22b zeigt, daß die Verfestigung für einen Zustand mit homogener Gleitverteilung (Gefügezustand II) größer ist und das Maximum zu höheren Lastspielzahlen verschoben ist. Die Ergebnisse von begleitenden lichtmikroskopischen Untersuchungen zeigen, daß die Entfestigung nach dem Maximum der Spannungsamplitude auf die Bildung von Mikrorissen in der Probenoberfläche zurückzuführen ist (Bild 23). Bei dieser dehnungsgesteuerten Versuchsdurchführung können Zustände mit unterschiedlicher Streckgrenze verglichen werden.

Wenn man das Maximum der Spannungsamplitude als Zeitpunkt der Rißbildung annimmt, ergibt sich auch bei diesem Versuch die gleiche Tendenz wie im spannungskontrollierten Wöhlerversuch. Der Gefügezustand mit der stärksten Inhomogenität der Verformung (Härtemaximum s. Tab. 2) zeigt die niedrigsten Lastspielzahlen bis zur Rißbildung.

Die Bruchlastspielzahlen sind in Abhängigkeit von der Gesamtdehnungsamplitude entsprechend einer Coffin-Manson-Darstellung in Bild 24 aufgetragen. Die Ergebnisse zeigen, daß bei höherer Gesamtdehnungsamplitude der Gefügezustand II die niedrigsten Bruchlastspielzahlen hat. Dieser Wert ist mit dem ungünstigen Rißausbreitungsverhalten korrelierbar.

Der funktionale Zusammenhang zwischen der Bruchlastspielzahl N_f und der Gesamtdehnungsamplitude $\Delta \epsilon_t$ kann durch eine Gleichung der Form

$$(2 \cdot N_f)^{-1/3} \cdot \Delta \epsilon_t = \text{const.} \quad (2)$$

annähernd für alle Zustände ausgedrückt werden.

3.4 Rißausbreitungsversuche

Aus den bisherigen Ermüdungsversuchen war qualitativ hervorgegangen, daß ein Zustand mit homogener Verteilung der plastischen Verformung ein ungünstiges Rißausbreitungsverhalten besitzt. Um dieses Ergebnis quantitativ zu belegen, wurde im Bruchmechanik-Versuch für die Gefügezustände der Rißfortschritt Δa in Abhängigkeit von der Lastspielzahl N und hieraus die Rißausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsamplitude ΔK bestimmt. Die Versuchsergebnisse sind in Bild 25 und Bild 26 dargestellt und zeigen, daß der Zustand III mit dem ungünstigsten Rißbildungsverhalten in diesem Versuch bei gleichem Spannungsintensitätsfaktor die niedrigsten Rißausbreitungsgeschwindigkeiten aufweist.

Die höheren Rißausbreitungsgeschwindigkeiten zeigen die Zustände IV (thermomechanisch behandelt) und II (überaltert). Auch diese Untersuchung zeigt die Konsistenz aller durchgeführten Versuche: die Gegenläufigkeit von Rißbildungs- und Rißausbreitungsverhalten.

4. Diskussion der Ergebnisse

4.1 Gleitverhalten

Wie in Kapitel 2.1 bereits erwähnt wurde, sind die Wechselwirkungsmechanismen der ausgeschiedenen kohärenten γ' -Teilchen mit den bewegenden Versetzungen der Grund für die unterschiedlich auftretenden Gleitverteilungen. Die im einzelnen ablaufenden Vorgänge werden nur kurz diskutiert, weil in der Literatur umfangreiche Arbeiten auf dem Gebiet vorliegen [93-99] .

Bis zu einem bestimmten kritischen Teilchendurchmesser können die Teilchen von den durchlaufenden Versetzungen geschnitten werden. Dadurch wird eine lokale Abnahme der Hinderniswirkung der Teilchen in dieser Gleitebene bewirkt. Dabei wird die zur Versetzungsbewegung nötige Schubspannung in der Gleitebene niedriger als in allen anderen, in denen ein größerer mittlerer Teilchendurchmesser wirksam ist. Die Versetzungen bleiben an diese Gleitebene gebunden, und erst wenn die Entfestigung aufgrund des Abscherens der Teilchen durch die Verfestigung, z.B. Versetzungsaufstauungen im Kristallinneren an Hindernissen ausgeglichen wird, ist die Gleitung in dieser Ebene beendet und kann durch Quergleiten auf einer parallelen Ebene beginnen. Die Versetzungen in diesen wenigen aktiven Gleitebenen treten aus der Oberfläche heraus und bilden hohe Oberflächenstufen. Dieser Verformungsmechanismus ist bei Gefügestand I und III ausgeprägt (Bild 8). Der Mischkristall (I) zeigt eine inhomogene Gleitverteilung durch die niedrige Stapelfehlerenergie der Legierung und aufgrund erster Entmischungserscheinungen, die beim Abschrecken in Wasser nicht vermieden werden können.

Von einer bestimmten Größe an können die Teilchen nicht mehr von den Versetzungen geschnitten werden, sie werden stattdessen nach dem Orowan-Mechanismus umgangen. Die von den durchlaufenden Versetzungen zurückgelassenen Versetzungsanhäufungen bilden für die nachfolgenden Versetzungen zusätzliche

Hindernisse. Es tritt sehr schnell eine Verfestigung der Gleitebene ein, und bei weiterer Verformung muß eine parallele Gleitebene betätigt werden. Die Verformung ist durch diesen Mechanismus auf viele Gleitebenen verteilt, und es bilden sich auf der Oberfläche viele Gleitstufen niedriger Höhe (Gefügezustand II, Bild 8). Bei einer thermomechanischen Behandlung bewirkt eine gleichmäßig hohe Versetzungsdichte eine homogene Verteilung der mikroskopischen Verformung.

Diese unterschiedlichen Verformungsmechanismen beeinflussen die Gleitmorphologie unter dynamischen Beanspruchungsbedingungen in gleicher Weise. Durch die Möglichkeit der Versetzungen, die ausgeschiedenen γ' -Teilchen zu schneiden, entstehen nach geringer plastischer Verformung, d.h. nach geringer Anzahl von Lastspielen, Ermüdungsgleitbänder mit Stufenhöhen auf der Oberfläche, die ein Vielfaches der statischen Gleitstufenhöhen betragen (Bild 10a). Durch die alternierende Bewegungsrichtung der Versetzungen werden die Teilchen, wie auch in anderen experimentellen Untersuchungen festgestellt worden ist, völlig zerstört, und es entsteht ein entfestigter ausscheidungsfreier Bereich $\frac{1}{100}$. Diese Entfestigung kann in einem Gleitband in mehreren parallelen Gleitebenen erfolgen. Dadurch kann das makroskopisch nicht kristallographische Aussehen erklärt werden (Bild 12). Eine andere Möglichkeit zur Bildung von Oberflächenstufen ist die Aktivierung von zwei Gleitsystemen. In beiden Vorstellungen können Erhöhungen und Vertiefungen in der Oberfläche entstehen, weil die Versetzungsbewegungen nicht reversibel ablaufen. Jeder Lastwechsel verursacht örtliche Entfestigung und Gleitstufen auf der Oberfläche. Die hohen Stufen in einem Ermüdungsgleitband sind eine Folge der Addition von Gleitungen, die im statischen Versuch auftreten. Daraus folgt, daß ein Zustand mit inhomogener Gleitverteilung (Gefügezustand III) nach geringen Lastspielzahlen Entfestigung in einem Ermüdungsgleitband zeigt, die zu hohen Oberflächenstufen führt. Ein Zustand mit mikroskopisch homogenen Verformungsverhalten (Gefügezustand II) benötigt ein Vielfaches an Lastspielen, um eine gleichhohe Oberflächenstufe zu erzeugen.

gen. Die Versuchsergebnisse in Kapitel 3.2 und Kapitel 3.3 zeigen diese Korrelation zwischen statischen und dynamischen Gleitverhalten.

4.2 Risbildung

In den experimentellen Untersuchungen (Bild 15) konnte gezeigt werden, daß Risse an transkristallinen Gleitstufen ausgelöst werden, wenn sie eine bestimmte Höhe erreicht haben. Im Zusammenhang mit der Diskussion in Kapitel 4.1 bildet die Häufigkeit für das Auftreten von extrem hohen Oberflächenstufen die Grundlage für die Ableitung eines quantitativen Zusammenhangs zwischen der Gleitverteilung und der Lastspielzahl bis zur Risbildung.

Die Risbildung wird bestimmt durch die Wachstumsauslese beim Übergang von einer hohen Oberflächenstufe zum Stufe-I-Riswachstum. Der kontrollierende Faktor für diesen Übergang ist die Kerbspannung im Stufengrund. Sie muß eine bestimmte Größe erreicht haben, um einen Riskeim zu bilden. Hohe Gleitstufen erzeugen, wie Marsh mit spannungsoptischen Untersuchungen gezeigt hat, bei gleicher äußerer Schubspannung eine viel höhere Kerbspannung im Stufengrund als niedrigere Stufen [101]. Die Größe dieser Spannung hängt von der Beanspruchungsamplitude, von der Stufenhöhe unter Berücksichtigung des Stufenwinkels und vom Kerbradius ab. Daraus folgt, daß für einen konstanten Kerbradius ($\rho_{\min} \approx 0,3 \text{ nm}$) bei Gefügeständen mit gleicher Streckgrenze die unterschiedlichen Lastspielzahlen bis zur Risbildung im Wöhlerversuch auf die Gleitverteilungen zurückzuführen sind.

Die Spannungsüberhöhung kann kontinuumsmechanisch abgeschätzt werden, wenn man die kritische Oberflächenstufe als Spitzkerbe mit geraden Flanken und endlichem Kerbradius idealisiert. Der Kerbfaktor α gibt das Verhältnis von außen angelegter Spannung zur Kerbspannung an. Die nach Neuber abgeleitete Beziehung ist im Anhang aufgeführt [102].

Aus der Beziehung geht hervor, daß die am Kerb einer Stufe vorliegenden Spannungswerte mit zunehmender Stufenhöhe und abnehmendem Kerbradius anwachsen. Bei einem konstanten Kerbradius geschieht die Erhöhung einer Oberflächenstufe so lange, bis die Spannungsspitzen entweder durch eine plastische Verformung, d.h. durch Gleiten von Versetzungen, abgebaut werden oder die Höhe der theoretischen Reißfestigkeit erreichen. In beiden Fällen setzt die Reißbildung ein.

In den experimentellen Untersuchungen wurde die kritische Stufenhöhe bei der Bildung eines Anrisses mit $h_c \approx 150-200 \text{ nm}$ bestimmt. Damit ergibt sich ein maximaler Kerbfaktor nach Neuber von $\alpha_K \approx 20$ für den minimalen Kerbradius ($\rho_{\min}$). Eine Bestimmung der Spannungskonzentration für diese Stufe ergibt nach den experimentellen Untersuchungen von Marsh für einen 90° -Stufenwinkel ungefähr den gleichen Wert.

Für die Gefügezustände, die mit einer höheren Spannungsamplitude beansprucht wurden (Gefügezustand III, IV) sollte nach den o.g. Ausführungen die kritische Stufenhöhe um einen Faktor 2 geringer sein. Dieses Ergebnis kann aufgrund der experimentellen Möglichkeiten nicht festgestellt werden (Bild 17).

Es kann aus den experimentellen Untersuchungen entnommen werden, daß die Häufigkeit von kritischen Oberflächenstufen, die Risse auslösen, mit steigender Spannungsamplitude zunimmt.

Die Multiplikation des Kerbfaktors mit der anliegenden Spannungsamplitude ergibt die Werte von $\sigma_c \approx 7000 \text{ N/mm}^2$. Diese hohe Spannung erscheint nach den experimentellen Untersuchungen notwendig, einen Riß auszulösen. Sie liegt nach dieser Abschätzung im Bereich der theoretischen Grenzwerte, d.h. sie ermöglicht ein Aufreißen von atomaren Bindungen, wenn zusätzlich berücksichtigt wird, daß durch die Laborluft als korrosives Medium eine Schwächung der Kohäsionskräfte der Nickelatome durch eindringenden Wasserstoff auftritt und sich eine Passivierungsschicht bildet.

Die Schubspannungsverteilung im Kerbgrund einer Oberflächenstufe ist vergleichbar mit der Spannungsverteilung in der Umgebung der Spitzen beliebig scharfer Risse und ist hinreichend bekannt [103]. Gleitsysteme, die einen Winkel von $45-75^\circ$ zur Spannungsrichtung besitzen, sind maximalen Schubspannungen ausgesetzt. Unmittelbar im Stufengrund ist die Schubspannung in einer günstig orientierten Gleitebene in der gleichen Größenordnung wie die Normalspannung und nimmt mit steigen-dem Abstand vom Kerb in einer Gleitebene kontinuierlich ab.

Aus den Versuchsergebnissen kann nicht eindeutig geklärt werden, ob eine hohe Schubspannung notwendig ist, ein Gleitsystem zu aktivieren oder ob durch eine hohe Normalspannung atomare Bindungen aufgerissen werden. Man kann sagen, daß die Schubspannung die Auswahl des Gleitsystems und der Bruchebene des Stufe-I-Rißwachstums bestimmt, Schub- und Normalspannung aber die Rißbildung und das Rißwachstum kontrollieren.

Das Stufe-I-Rißwachstum tritt unabhängig von der Art der Gleitverteilung auf und ist bei Nickel-Superlegierungen bei einer Wechselbeanspruchung bei Raumtemperatur der häufigste Rißwachstumsmechanismus. Der Riß wächst bevorzugt entlang $\{111\}$ - Hauptgleitebenen [104-106]. Die Empfindlichkeit des Stufe-I-Rißwachstums gegen Umgebungseffekte ist korrelierbar mit den Ausführungen über den Mechanismus der Rißbildung. Die Ausbildung eines Ermüdungsgleitbandes ist mit dem Stufe-I-Gleitbandanriß verbunden. An aushärtbaren Al-Zn-Mg-Legierungen wurde festgestellt, daß der maximal ausgehärtete Zustand durch seine Mikrostruktur die Bildung eines Ermüdungsgleitbandes begünstigt und zu Gleitbandrissen neigt [107,108].

Die notwendige Entfestigung zur Auslösung eines Stufe-I-Anrisses kann durch die Definition einer damit verbundenen kritischen Stufenhöhe auf der Oberfläche einer dynamisch beanspruchten Probe erfaßt werden. Da diese Stufenhöhe experimentell meßbar ist, ergeben sich hieraus Möglichkeiten, quantitative Aussagen über die Rißbildung zu treffen.

4.3 Statistisches Auswerteverfahren

Die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von hohen Oberflächenstufen und damit verbundenen Anrissen in Abhängigkeit von der Gleitverteilung kann unter Berücksichtigung bestimmter Annahmen durch ein statistisches Auswerteverfahren angenähert werden.

Die Gleitstufenhöhen auf der Oberfläche einer statisch oder dynamisch beanspruchten Probe folgen irgendeiner Häufigkeitsverteilung. Da die Bestimmung der Gleitstufenhöhen experimentell aufwendig ist und für eine statistische Auswertung ein hinreichend großer Stichprobenumfang erforderlich ist, wurden die Gleitstufenabstände auf der definierten Oberfläche einer Zugprobe nach einer definierten statischen Verformung ausgemessen. In Bild 27 sind die so bestimmten Verteilungsfunktionen der Gleitlinienabstände dargestellt. Aus dieser Darstellung ist zu erkennen, daß für eine grobe Gleitverteilung eine größere Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von sehr großen Gleitbandabständen gegeben ist. Durch eine Transformation mit einem konstanten Faktor B (s. Tab. 3) können die Verteilungen der Stufenhöhen angegeben werden. Diese experimentell bestimmten Funktionen können durch eine Extremwert- oder Weibullverteilung approximiert werden, weil die Versuchsergebnisse in einem Lebensdauernetz für diese Verteilungen durch eine Gerade gut angenähert werden können (Bild 28). Als Rißbildungsmechanismus wurde experimentell gefunden, daß eine Oberflächenstufe bestimmter Höhe notwendig ist, einen Riß einzuleiten. Da das Auftreten einer einzelnen, extrem hohen Stufe, die durch eine Versetzungsbewegung in einer Gleitebene während einer Zug- oder Druckphase gebildet wird, sehr unwahrscheinlich ist (s. Verteilungsfunktionen $h_c \hat{=} x_c = 20 \mu m$), wird angenommen, daß sich die Höhe der kritischen Stufe zusammensetzt aus mindestens zwei gleich hohen Gleitstufen gebildet durch eine Zug- und Druckphase (Bild 29). Es ist zu erkennen, daß eine einzeln auftretende hohe Stufe aus Versetzungsbewegungen zweier Gleitebenen zusammengesetzt ist, die gleich hohe Stufen erzeugen. Die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten

der kritischen Stufenhöhe h_c läßt sich nach dieser Vorstellung aus der Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Einzelstufen, wie sie im statischen Versuch gebildet werden und der Wahrscheinlichkeit für das Auftreten einer solchen Kombination von Stufen bestimmen. Die Kombination wird durch eine Binomialverteilung statistisch erfaßt. Aus den unterschiedlichen Wahrscheinlichkeiten für verschiedene Gleitverteilungen (s. Anhang) kann die quantitative Beziehung zwischen der Lastspielzahl bis zur Rißbildung und der Art der Gleitverteilung verstanden werden.

4.4 Ver- und Entfestigungsverhalten

Das zyklische Verfestigungs- und Bruchverhalten in dehnungsgesteuerten Untersuchungen ist für Nickel-Superlegierungen in vielen Arbeiten untersucht worden [109-112]. Die Versuchsergebnisse in dieser Arbeit stehen im Einklang mit diesen Untersuchungen. Unabhängig von der Mikrostruktur tritt zunächst eine Verfestigung und bei einer bestimmten Lastspielzahl eine Entfestigung auf (Bild 22). Die Ursachen für die Entfestigung sind in der Literatur nicht eindeutig geklärt. Calabrese und Laird interpretieren die Entfestigung während der Ermüdung von Aluminium-Legierungen mit der Zerstörung der Ordnung in den Ausscheidungsteilchen [113]. Dieser Vorschlag wurde in einer Arbeit über Inconel 718 unterstützt [114]. In anderen Untersuchungen wird die Entfestigung auf die Bildung teilchenfreier Ermüdungsgleitbänder, die durch die Zerstörung und Auflösung der γ' -Teilchen gebildet werden, zurückgeführt [115, 116]. Der unterschiedliche Anteil der Entfestigung an der Lebensdauer wird auf Wechselwirkungsmechanismen der γ' -Teilchen mit den Versetzungen zurückgeführt.

Die eigenen Untersuchungen deuten an, daß die Entfestigung auf die Mikrorißbildung in der Oberfläche zurückzuführen ist. Die frühzeitige Entfestigung für den Gefügezustand III (Bild 22) ist auf das Rißbildungsverhalten zurückzuführen. Obwohl nach den ersten Lastwechseln bis zur maximalen Spannungsamplitude

mikroskopisch eine Entfestigung auftritt, wird makroskopisch eine Verfestigung gemessen. Die Ursache ist der kompensierende Verfestigungsanteil von Versetzungsreaktionen. Außerdem reduzieren bei technischen Legierungen Anteile von kleinen Einschlüssen das planare Gleitverhalten. In experimentellen Untersuchungen an Titan-Legierungen, die weitgehend von Verunreinigungen frei sind, wird bei gleichen Versuchsbedingungen eine makroskopische Entfestigung gemessen, wenn die unterschiedlichen Ti_3Al -Teilchen bei der Ermüdung von den Versetzungen geschnitten werden können [117,118] .

Ein Gefügezustand mit nichtschneidbaren γ' -Teilchen (Gefügezustand II) zeigt eine stärkere Verfestigung, deren Maximum zu höheren Lastspielzahlen verschoben ist. Dieses Ergebnis ist mit den Rißbildungsuntersuchungen korrelierbar. In einer Untersuchung über die Abhängigkeit des Verfestigungsverhaltens vom γ' -Teilchendurchmesser wurden gleiche Ergebnisse festgestellt [119] .

Die Anteile der Lastspielzahl bis zum maximalen Spannungsamplitudenwert zur Bruchlastspielzahl für die Zustände mit homogenen bzw. inhomogenen Verformungsverhalten sind qualitativ vergleichbar mit den Lastspielzahlen bis zur Rißbildung und der Bruchlastspielzahl im Wöhlerversuch (Bild 19 und Bild 22). Im dehnungsgesteuerten Ermüdungsversuch können durch das unterschiedliche Verfestigungsverhalten der Zustände die Unterschiede der Bruchlastspielzahlen verringert werden [120] . Dieses Ergebnis ist auch in der Coffin-Manson-Darstellung zu sehen (Gl. 2, Kapitel 3.3.2) (Bild 24). Diese Abhängigkeit der Bruchlastspielzahl von der Gesamtdehnungsamplitude ist für viele Nickel-Superlegierungen gefunden worden [82] . Eine Abweichung von dieser Beziehung für Zustände, die eine starke Lokalisierung der mikroskopischen Verformung zeigen, kann nur in einem Ermüdungsversuch mit konstanter plastischer Dehnungsamplitude gefunden werden [116,121] .

4.5 Verständnis des Ermüdungsverhaltens

Der Einfluß des Gleitverhaltens auf das Verhalten unter dynamischen Beanspruchungsbedingungen sollte durch eine getrennte Betrachtung von Rißbildung und Rißausbreitung dieser untersuchten Nickel-Superlegierung verstanden werden. Durch diese Betrachtungsweise können die widersprüchlichen Ergebnisse aus früheren Untersuchungen über den Einfluß der Gleitverteilung auf das Rißausbreitungs- und Ermüdungsverhalten gedeutet werden. In einigen Untersuchungen [122-124] wurde festgestellt, daß durch die Reduzierung der SFE, d.h. eine Verstärkung der planaren Gleitung durch das Erschweren von Quergleitprozessen, der Widerstand gegen Ermüdung zunimmt. In die gleiche Richtung gehen Ergebnisse über das Rißausbreitungsverhalten eines austenitischen Stahls [27]. Andere Untersuchungen zeigen eine gegenläufige Tendenz auf [125,126].

Die Versuchsergebnisse dieser Arbeit zeigen, daß die Rißbildung und Rißausbreitung in unterschiedlicher Weise beeinflusst werden. Aus diesem Grunde können Ergebnisse über Rißausbreitungsgeschwindigkeiten in eine andere Richtung beeinflusst werden als die Bruchlastspielzahlen.

Die untersuchten Gefügezustände I, III mit mikroskopisch inhomogenen Verformungsverhalten zeigen die geringsten Lastspielzahlen bis zur Rißbildung (Bild 16). Durch ihre niedrigen Rißausbreitungsgeschwindigkeiten sind die Wöhlerkurven jedoch günstiger als die entsprechenden Gefügezustände mit homogenen Gleitverhalten.

Ein Zustand mit einer Mikrostruktur, die zu einer groben Gleitverteilung führt, zeigt durch die lokalen Entfestigungen nach geringen Lastspielzahlen die Bildung von hohen Oberflächenspitzen, in deren Kerbgrund eine notwendige Spannungskonzentration auftritt, die den Übergang zum Stufe-I-Rißwachstum kontrolliert. Dadurch ergeben sich nach geringen Lastspielzahlen Rißkeime auf der Oberfläche. Diese Risse wachsen in diesem Stadium mit geringen Rißgeschwindigkeiten in einer Gleitebene

maximaler Schubspannung. Von einem bestimmten Verhältnis von Schubspannung zur Normalspannung wird ein zusätzliches Gleitsystem aktiviert (Bild 18). Dieser Vorgang entspricht dem Übergang von Stufe-I- zu Stufe-II-Rißwachstum, obwohl letzteres nicht auftritt. Das Rißwachstum auf alternierenden $\{111\}$ - Gleitebenen mit verzögerter Rißgeschwindigkeit ist in anderen Arbeiten diskutiert worden [27]. Durch dieses günstige Rißausbreitungsverhalten können die geringen Lastspielzahlen bis zur Rißbildung kompensiert werden, und es werden Bruchlastspielzahlen erreicht, die über den Werten einer mikroskopisch homogen verformenden Probe liegen können.

Diese letzteren Zustände erreichen durch ihren mikroskopischen Verformungsmechanismus die notwendige Stufenhöhe auf der Oberfläche bei höheren Lastspielzahlen. Die Rißbildung wird dadurch verzögert (Bild 16). Da mit der Bildung von hohen Oberflächenstufen Entfestigungen in Ermüdungsgleitbändern verbunden sind, wachsen auch bei diesen Zuständen die Risse zunächst in einer kristallographischen Ebene. Von einer bestimmten Rißlänge an - bestimmend ist hierfür wieder die Normalspannung an der Rißspitze - tritt der Übergang zum Stufe-II-Rißwachstum auf (Bild 18). Der Riß wächst nichtkristallographisch mit höheren Rißgeschwindigkeiten (Bild 26), und der Bruch entspricht einem quasistatischen Verhalten. Durch dieses ungünstige Rißausbreitungsverhalten ist die Differenz der Lastspielzahlen zwischen Rißbildung und Bruch gering.

Aus diesen Betrachtungen ist zu erkennen, daß eine gezielte Verbesserung des Ermüdungsverhaltens nur möglich ist, wenn die Teilprozesse der Ermüdung untersucht werden und aus dem Verständnis der Mechanismen getrennt optimiert werden können.

4.6 Möglichkeit der Gefügeoptimierung

Wie in Kapitel 1.3.1 bereits ausgeführt, hat der Zustand in der Nähe der Oberfläche einen großen Einfluß auf das Rißbildungsverhalten eines Werkstoffs im Ermüdungsversuch. Durch bestimmte Oberflächenbehandlungen, z.B. durch Kugelstrahlen, kann die Lastspielzahl bis zur Rißbildung günstig beeinflusst werden [38]. Dadurch ergibt sich die Möglichkeit, die Bedingungen für ein optimales Ermüdungsverhalten dieser Legierung zu definieren. Aufgrund der Versuchsergebnisse sollte ein Gefüge hergestellt werden mit mikroskopisch inhomogenen Verformungsverhalten, dessen Oberfläche durch eine entsprechende Behandlung die Rißbildung erschwert.

5. Zusammenfassung

Eine wichtige Aufgabe der heutigen Werkstoff-Forschung ist die Verbesserung des Ermüdungsverhaltens eines im Betrieb eingesetzten Werkstoffs, da viele Bauteile unter dynamischen Bedingungen beansprucht werden und dadurch Schadensfälle auftreten. Nur durch eine genaue Kennzeichnung des Ermüdungsprozesses und ein Verständnis der Mechanismen mit ihren Einflußgrößen ist daraus folgend eine Optimierung des Gefüges möglich.

Die Rißbildungsphase als Teilprozeß der Ermüdung kann entscheidend die Lebensdauer eines Bauteils bestimmen. Sie wird neben der Beanspruchungstemperatur und den Umgebungsbedingungen wesentlich vom Oberflächenzustand und dem Gefüge mit seiner Mikrostruktur bestimmt. Letztere beeinflusst während der zyklischen Beanspruchung die Verteilung der plastischen Verformung, die für ein günstiges Rißbildungsverhalten homogen verteilt sein sollte.

In der vorliegenden Arbeit wurde an einer durch kohärente geordnete Ni_3Al -Teilchen aushärtbaren Nickel-Superlegierung (Nimonic 80 A) untersucht, welchen Einfluß der Grad der Inhomogenität der plastischen Verformung auf die Rißbildung hat und wie sich der Ermüdungsprozeß insgesamt bestehend aus Risseinleitungs- und Rißausbreitungsphase darstellt.

Durch die Variation der Wechselwirkungsmechanismen der ausgeschiedenen Teilchen mit den bewegenden Versetzungen wurde das Gleitverhalten im statischen und dynamischen Belastungsfall beeinflusst. Die Ergebnisse zeigten, daß für beide Belastungsarten eine Korrelation des Gleitverhaltens möglich ist. Die im dynamischen Fall auftretenden Gleitstufen sind die Folge von wiederholten Gleitungen, die einzeln im statischen Versuch auftreten. Ein Zustand, der aufgrund seiner Mikrostruktur statisch ein inhomogenes Gleitverhalten zeigt,

bildet nach geringen Lastspielzahlen unter schwingender Beanspruchung Ermüdungsleitbänder mit hohen Oberflächenstufen aus.

Diese hohen Stufen führen, wie die mikroskopischen Untersuchungen zeigten, bei einer bestimmten Höhe zur Rißauslösung. Diese Höhe wird bei einer homogenen Gleitverteilung mit einer geringeren Wahrscheinlichkeit und erst nach höheren Lastspielzahlen erreicht. Dadurch wurde eine quantitative Beziehung zwischen der Lastspielzahl bis zur Rißbildung und der Art der Gleitverteilung gefunden. Nach einer kontinuumsmechanischen Abschätzung ergab sich im Stufengrund eine Kerbwirkung, die zu Spannungsüberhöhungen bei der Rißbildung führte, die unter Berücksichtigung der umgebenden Laborluft theoretische Grenzwerte erreichten. Durch die Definition einer kritischen Kerbspannung σ_c , die mit einer kritischen Stufenhöhe h_c verbunden ist, konnte die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von ersten Rissen in Abhängigkeit von der Gleitverteilung nach einer Modellvorstellung durch ein statistisches Verfahren approximiert werden.

In dehnungsgesteuerten Ermüdungsversuchen wurde festgestellt, daß das Maximum der Verfestigung durch den Beginn der Mikrorißbildung bestimmt wird. Ein Gefügezustand mit inhomogener Gleitverteilung zeigte dieses Maximum nach geringeren Lastspielzahlen als ein mikroskopisch homogen verformender Zustand.

Im Gegensatz zu dem ungünstigen Rißbildungsverhalten der Zustände mit inhomogener Gleitung, wurde ein verzögertes Rißwachstum gemessen. Bei der Bestimmung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsamplitude ΔK wurden für diese Zustände die niedrigsten Werte bestimmt.

Diese gegenläufigen Tendenzen konnten im Wöhlerversuch durch die Aufnahme der Grenzlinie für das Auftreten von ersten Rissen und der Wöhlerkurve nachgewiesen werden. Die Bruchlastspielzahl war für einen Zustand mit homogener Gleitung niedri-

ger, obwohl sich Risse wesentlich später ausbildeten. Durch diese Ergebnisse konnten widersprüchliche Untersuchungen über das Rißwachstum und das Ermüdungsverhalten im Wöhler-versuch und der Ermüdungsprozeß von der Ausbildung eines Stufe-I-Anrisses bis zum Bruch verstanden werden.

Die Lastspielzahl bis zur Rißbildung kann durch eine Oberflächenbehandlung erheblich erhöht werden. Dadurch ergibt sich aus den Ergebnissen dieser Arbeit die Möglichkeit, die Bedingungen für ein optimales Ermüdungsverhalten einer aushärtbaren Legierung anzugeben, die gekennzeichnet sind durch einen Gefügezustand mit inhomogener Gleitverteilung, dessen Oberfläche entsprechend behandelt worden ist.

6. Literatur

- 1.) H. Blumenauer, W. Pusch, Bruchmechanik, VEB-Verlag Leipzig (1973)
- 2.) D. Munz, K. Schwalbe, P. Mayr, Dauerschwingverhalten metallischer Werkstoffe, Vieweg-Verlag Braunschweig (1971)
- 3.) W. Günther, Schwingfestigkeit, VEB-Verlag Leipzig (1973)
- 4.) P.J.E. Forsyth, D.A. Ryder, Metallurgica 63 (1961) 117
- 5.) P.J.E. Forsyth, Acta Met. 11 (1963) 703
- 6.) A.J. Mc Evily Jr., R.C. Boettner, Acta Met. 11 (1963) 725
- 7.) M. Klesnil, P. Lukas, Phil. Mag. 17 (1968) 1295
- 8.) M. Nagswararao, V. Gerold, Met. Trans. 7 A (1976) 1847
- 9.) P. Neumann, Z. Metallkde. 58 (1967) 780
- 10.) C. Laird, Annual Meeting ASTM (1966), ASTM STP 415
- 11.) K. Schwalbe, Dissertation Universität Karlsruhe (1969)
- 12.) B.A. Bilby, K.H. Swinden, Proc. Roy. Soc. 285 (1965) 22
- 13.) D.S. Dugdale, Journ. of the Mech. and Phys. of Solids 8 (1960) 100
- 14.) E. Hornbogen, Z. Metallkde. 68 (1977) 455
- 15.) E. Hornbogen, Proc. 4 th Int. Conf. on Fracture Vol. 2 Waterloo (1977) 149
- 16.) E. Hornbogen, Acta Met. 26 (1978) 147
- 17.) I. Wittkamp, E. Hornbogen, Prakt. Metallogr. 14 (1977) 237
- 18.) G. Lütjering, Technical Report DLR-FR 74-70 (1974)
- 19.) E. Hornbogen, G. Lütjering, 6 th Int. Conf. on Light Metals Leoben, Austria, Aluminium-Verlag Düsseldorf (1975) 40
- 20.) M. Gräf, E. Hornbogen, Acta Met. 25 (1977) 883
- 21.) E. Hornbogen, M. Gräf, Acta Met. 25 (1977) 877
- 22.) G. Terlinde, Dissertation Ruhr-Universität Bochum (1978)
- 23.) M. Gräf, Diplomarbeit Ruhr-Universität Bochum (1976)
- 24.) E. Hornbogen, K.H. Zum Gahr, Metallography 8 (1975) 181
- 25.) E. Hornbogen, K.H. Zum Gahr, Z. Metallkde. 67 (1976) 16
- 26.) E. Hornbogen, K.H. Zum Gahr, Z. Metallkde. 67 (1976) 79
- 27.) K.H. Zum Gahr, VDI-Ber. 5 (1975) Nr. 25
- 28.) E. Hornbogen, K.H. Zum Gahr, Acta Met. 24 (1976) 581

- 29.) K.H. Zum Gahr, Arch. Eisenhüttenwesen 47 (1976) 565
- 30.) G. Lütjering, Fatigue + Fracture of Aluminium Alloys, w. veröff.
- 31.) J. Albrecht, J.W.R. Martin, G. Lütjering, Proc. 4 th
Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys,
Nancy (1976) 403
- 32.) M. Gräf, Z. Metall 6 (1978) 563
- 33.) G.T. Hahn, A.R. Rosenfield, ASTM STP 432 (1968) 5
- 34.) P. Paris, F. Erdogan, Trans. ASME 85 (1963) 528
- 35.) A. Saxena, S. Antolowich, Met. Trans. 6 A (1975) 1809
- 36.) C.J. Beevers, R.J. Cooke, J.F. Knott, R.O. Ritchie,
Metal Sci. 9 (1975) 119
- 37.) Nat. Assoc. of Engineers Corrosion (1972) Int. Corrosion
Conf. Series NACE-2
- 38.) Cl. Verpoort, persönl. Mitteilung
- 39.) B. Syren, Dissertation Universität Karlsruhe 1975
- 40.) H.R. Letner, Trans. Amer. Soc. mech. Engrs. 77 (1965) 1089
- 41.) B. Syren, H. Wohlfahrt, E. Macherauch, Arch. Eisenh. 48
(1977) 421
- 42.) R. Schreiber, H. Wohlfahrt, E. Macherauch, Arch. Eisenh.
49 (1978) 265
- 43.) R. Schreiber, H. Wohlfahrt, E. Macherauch, Arch. Eisenh.
49 (1978) 37
- 44.) K. Bahre, Z. Werkstofftech. 9 (1978) 45
- 45.) M. Koch, Härterei-Tech. Mitt. 23 (1968) 22
- 46.) D. Munz, Härterei-Tech. Mitt. 22 (1967) 52
- 47.) B. Syren, H. Wohlfahrt, E. Macherauch, Arch. Eisenh. 46
(1975) 735
- 48.) M. Hempel, Klepzig Fachber. 10 (1963) 371
- 49.) E. Siebel, M. Gaier, VDI-Zeitschr. 98 (1956) 1715
- 50.) Kh. Schmidt-Thomas, VDI-Bericht 268 (1976) 21
- 51.) B. Syren, H. Wohlfahrt, E. Macherauch, Proc. 2 nd Int.
Conf. on Mechanical Behaviour of Materials Boston
Aug. 1976
- 52.) H. Wiegand, U.H. Fürstenberg, Metalloberfl. 22 (1968) 161
- 53.) H. Speckhardt, Z. f. Werkstofft. 2 (1971) 70
- 54.) A. Buch, Metalloberfl. 24 (1970) 124
- 55.) H. Wiegand, U.H. Fürstenberg, Metalloberfl. 25 (1971) 123
- 56.) H.N. Hahn, D.J. Duquette, Acta Met. 26 (1978) 279

- 57.) A.T. Winter, Phil. Mag. 28 (1973) 57
- 58.) J.M. Finney, C. Laird, Phil. Mag. 31 (1975) 339
- 59.) A.T. Winter, Phil. Mag. 30 (1974) 19
- 60.) H.Mughrabi, F. Ackermann, K. Herz, wird veröffentlicht
- 61.) P. Lukas, M. Klesnil, J.Krejncici, phys. stat. sol.
27 (1968) 535
- 62.) D. Kuhlmann-Wilsdorf, H.D. Nine, J. Appl. Phys. 38
(1967) 1678
- 63.) P. Lukas, M. Klesnil, phys. stat. sol. 37 (1970) 833
- 64.) W.A. Wood, Phil. Mag. 3 (1958) 692
- 65.) A.H. Cottrell, D. Hull, Proc. Roy. Soc. A 242 (1957) 211
- 66.) P. Neumann, Z. Metallkde. 58 (1967) 780
- 67.) R.M. Pelloux, R.E. Stoltz, Proc. 4 th Int. Conf. on
Strength of Metals and Alloys, Nancy (1976) 1023
- 68.) J.C. Grosskreutz, G.G. Shaw, D.K. Benson, AFML-TR-69-121
(1969)
- 69.) R.M. Pelloux, Trans. ASM 57 (1964) 511
- 70.) F. Ostermann, Met. Trans. 2 (1971) 2997
- 71.) J.M. Dowling, J.W. Martin, Acta Met. 24 (1976) 1147
- 72.) G. Lütjering, H. Döcker, D. Munz, Proc. 3 rd Conf. on
Strength of Metals and Alloys, Cambr. Vol 1,
(1973) 427
- 73.) B.J. Dunwoody, D.M. Moore, A.T. Thomas, J. Inst. Met.
101 (1973) 172
- 74.) J.M. Dowling, J.W. Martin, Proc. 3 rd Conf. on Strength
of Metals and Alloys, Vol 1 (1973) 170
- 75.) J.C. Grosskreutz, Fatigue Mechanisms and The Development
of Fatigue Resistant Materials, AF-Report 1970
- 76.) C.E. Feltner, C. Laird, Acta Met. 15 (1967) 1633
- 77.) J.C. Grosskreutz, Met. Trans. 3 (1972) 1255
- 78.) J.C. Williams, A.W. Thompson, R.W. Baggerly, Scripta Met.
8 (1974) 625
- 79.) R.E. Stoltz, A.G. Pinneau, Mat. Sci. Eng. 34 (1978) 275
- 80.) C.A. Stubbington, P.J.E. Forsyth, Acta Met. 14 (1966) 5
- 81.) A. Abel, R.K. Ham, Acta Met. 14 (1966) 1495
- 82.) C.H. Wells, C.P. Sullivan, Trans. Am. Soc. Metals 57
(1964) 841
- 83.) E. Macherauch, P. Mayr, VDI-Bericht Nr. 268 (1976) 5

- 84.) P.S. Maiya, Scripta Met. 9 (1975) 1141
- 85.) P.S. Maiya, D.E. Busch, Met. Trans. 6 A (1975) 1761
- 86.) P.S. Maiya, Scripta Met. 11 (1977) 331
- 87.) H.P. Klein, Dissertation Universität Göttingen (1969)
- 88.) H.P. Klein, Z. Metallkde. 61 (1970) 564
- 89.) I. Schmidt, Studienarbeit Ruhr-Universität Bochum (1975)
- 90.) M. Francon, Einf. in neuere Methoden der LM, Verlag
G. Braun, Karlsruhe (1967)
- 91.) W. Lang, Zeiss Information 71 (1969) 12
- 92.) W.A. Wood, Phil. Mag. 3 (1958) 692
- 93.) P. Schepp, Erlangen Research Abstracts, ERAMS-I/TR 48
(1977)
- 94.) H. Gleiter, E. Hornbogen, phys. stat. sol. 12 (1965) 235
- 95.) A. Melander, Mat. Sci. Eng. 34 (1978) 235
- 96.) H. Gleiter, E. Hornbogen, phys. stat. sol. 12 (1965) 251
- 97.) H.P. Klein, Radex-Rundschau 3 (1970) 218
- 98.) E. Hornbogen, Z. Metallkde. 58 (1967) 31
- 99.) G. Wehner, Erlangen Research Abstracts, ERAMS-I/TE 52 (1977)
- 100.) R.E. Stoltz, A.G. Pinneau, Mater. Sci. Eng. 34 (1978) 275
- 101.) D.M. Marsh, Fracture of Solids, Interscience, New York
(1963) 119
- 102.) H. Neuber, Kerbspannungslehre, Springer Verlag, Berlin
(1958)
- 103.) J. Schijve, Technical Report M 2122, N.A.A.R.I.,
Amsterdam (1964)
- 104.) D.J. Duquette, M. Gell, Met. Trans. 2 (1971) 1325
- 105.) M. Gell, G.R. Leverant, Acta Met. 16 (1968) 553
- 106.) C.T. Sims, W.C. Hagel, The Superalloys, John Wiley and
Sons, New York (1972) 237
- 107.) V. Gerold, M. Nageswararao, M. Wilhelm, Z. Metallkde. 67
(1976) 801
- 108.) M. Nageswararao, V. Gerold, Met. Trans. 71 (1976) 1847
- 109.) C.H. Wells, C.P. Sullivan, Trans. ASM 67 (1964) 841
- 110.) C.H. Wells, C.P. Sullivan, Trans. ASM 60 (1967) 217
- 111.) M. Gell, G.R. Leverant, Trans. TMS-AIME 242 (1968) 1869
- 112.) G.R. Leverant, M. Gell, Trans. TMS-AIME 245 (1969) 1167
- 113.) C. Calabrese, C. Laird, Mater. Sci. Eng. 13 (1974) 141
- 114.) D. Fournier, A. Pinneau, Met. Trans. 8 A (1977) 1095

- 115.) J.B. Clark, A.J. Mc Evily, Acta Met. 12 (1964) 1359
- 116.) H.F. Merrick, Met. Trans. 5 (1975) 891
- 117.) G. Lütjering, per. Mitteilung
- 118.) M. Daubler, Titan-Kolloquium DFVLR Köln-Porz (1979)
- 119.) R.E. Stoltz, A.G. Pinneau, Mater. Sci. Eng. 34 (1978) 275
- 120.) E.A. Starke, G. Lütjering, Cyclic Plastic Deformation
and Microstructure, wird veröffentlicht bei ASM
- 121.) B. Tomkins, Phil. Mag. 23 (1971) 687
- 122.) A.J. Mc Evily, R.C. Boettner, Acta Met. 11 (1963) 725
- 123.) C.M. Wau, J.G. Byrne, Sec. Int. Conf. on Fracture,
Brighton (1969) 598
- 124.) J.C. Grosskreutz, Dritte Int. Tag. über den Bruch,
München (1973)
- 125.) U. Bruch, E. Hornbogen, K.H. Zum Gahr, DGM-Hauptver-
sammlung Bonn (1974)
- 126.) H.P. Klein, Z. Metallkde. 61 (1970) 573

7. Anhang, Bilder, Tabellen

Anhang 1

Kerbfaktor α nach Neuber [102] für eine flache Kerbe mit gradlinigen Flanken und endlichem Kerbradius:

$$\alpha = \frac{\sigma_c}{\sigma_a} = \left[\frac{2 \left(\sqrt{\frac{2n+2}{2n+3}} + 1 \right) n! \left(\frac{1}{2} - n \right)! \left(\frac{1}{2} \right)!}{n \cos \frac{\omega}{2} 2n! 1 - 2n!} \frac{t}{\rho} \right]^{\frac{2n}{2n+1}} \quad (1)$$

$$n = \frac{1}{2} \left(1 - \frac{\omega}{\pi} \right)$$

$$\omega = \pi (1 - 2n)$$

$$\omega = \text{Flankenwinkel}$$

$$t = \text{Kerbtiefe}$$

$$\rho = \text{Kerbradius}$$

Anhang 2

Bestimmung der Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von ersten Rissen durch ein statistisches Verfahren:

Die experimentell bestimmten Verteilungsfunktionen können durch eine Weibull-Verteilung approximiert werden.

$$\varphi(x) = \left(\frac{b}{a} \right) \left(\frac{x}{a} \right)^{b-1} e^{-\left(\frac{x}{a} \right)^b} \quad (2)$$

$$0 < x < \infty$$

$$x = \text{Gleitstufenabstand}$$

Die Konstanten a, b können aus Bild 28 bestimmt werden.

$$\text{Grobe Gleitverteilung } \varphi_1(x) = 0,66 \left(\frac{x}{1,6} \right)^{0,05} e^{-\left(\frac{x}{1,6} \right)^{1,05}}$$

$$\text{Feine Gleitverteilung } \varphi_2(x) = 1,35 \left(\frac{x}{0,52} \right)^{-0,3} e^{-\left(\frac{x}{0,52} \right)^{0,7}}$$

Die Wahrscheinlichkeiten berechnen sich aus der Summenfunktion

$$\Phi(x) = \int_0^x \varphi(x) dx = 1 - e^{-\left(\frac{x}{a} \right)^b} \quad (3)$$

Der Zusammenhang zwischen einem Gleitstufenabstand und einer Gleitstufenhöhe kann durch einen konstanten Faktor angenähert werden.

$$h = B \cdot x \quad B > 0 \quad (4)$$

$$h = \text{Gleitstufenhöhe}$$

Dadurch kann Gl. 3 in die Summenfunktion aller Gleitstufenhöhen auf der Oberfläche einer verformten Probe transformiert werden.

$$\mathcal{T}(h) = 1 - e^{-\left(\frac{h}{B \cdot a} \right)^b} \quad 0 < h < \infty \quad (5)$$

Es wird angenommen, daß Gleitstufen, die sich während einer Zug- oder Druckphase gebildet haben, gleiche Verteilungsfunktionen haben. Die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten einer hohen Stufe $\geq h_c$, die durch eine Stufe in der Zugphase und eine Stufe in der Druckphase gebildet wird, läßt sich berechnen aus der Addition von zwei Weibull-Verteilungen.

$$\gamma(\underline{h}_c = \underline{h}_1 + \underline{h}_2) = \int \tau(\underline{h}_2 - \underline{h}_1) \varphi(\underline{h}_1) d\underline{h}_1 \quad (6)$$

$\underline{h}_{1_i}$ = Stufenhöhen in der Zugphase

$\underline{h}_{2_j}$ = Stufenhöhen in der Druckphase

Das Integral ist nur numerisch, nicht analytisch lösbar. Als Vereinfachung wird angenommen, daß sich $\underline{h}_c$ aus mindestens zwei gleichhohen Gleitstufen zusammensetzt, die in einer Zug- und Druckphase gebildet werden. Die Wahrscheinlichkeit wird dann bestimmt durch die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten der Einzelstufe $\left(\underline{h} = \frac{\underline{h}_c}{2}, \text{ s. Gl. 5} \right)$ und der Wahrscheinlichkeit für die Kombination dieser zwei Stufen. Letztere wird durch eine Binomialverteilung bestimmt.

$$w(k) = \binom{n}{k} p^k q^{n-k} \quad (7)$$

$k = 1$ (1 Druck- oder Zugstufe)

$n = 2$ (Stichprobenumfang)

q, p = Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Zug- bzw. Druckstufen

z.B. $w(k) = 0,5$ für $q = p = 0,5$

Unter der Annahme einer konstanten Wahrscheinlichkeit für diese Kombination bei allen Gleitverteilungen kann durch einen Quotient das Verhältnis der Wahrscheinlichkeiten für beliebige Gleitverteilungen angegeben werden (n. Gl. 5).

$$\frac{w_1(\underline{h} \geq h_c)}{w_2(\underline{h} \geq h_c)} = \frac{1 - \left(1 - \exp\left\{-\left(\frac{h_c/2}{a_1}\right)^{b_1}\right\}\right)}{1 - \left(1 - \exp\left\{-\left(\frac{h_c/2}{a_2}\right)^{b_2}\right\}\right)} \quad (8)$$

Durch das Einsetzen der Konstanten a_1, b_1 für zwei Verteilungsfunktionen aus Bild 28 ergibt sich ein Verhältnis der Wahrscheinlichkeit für eine grobe und feine Gleitverteilung von 3-4/1. Dieses Verhältnis entspricht ungefähr dem Verhältnis der Lastspielzahlen bis zur Rißbildung nach Bild 16.

Anhang 3

Mathematische Darstellung des experimentell bestimmten Zusammenhangs zwischen $\bar{h}$ und N_0

Annahme: Hyperbelfunktion

$$N_0 = \frac{10^3}{\bar{h}} = \frac{10^3}{E(h) = \int_0^\infty h \gamma(h) dh} \quad (9)$$

$\bar{h}$ = mittlere Stufenhöhe

N_0 = Lastspielzahl bis zur Rißbildung

$E(h)$ = Erwartungswert

$$N_0 = \frac{10^3}{\left(\alpha\right)^{\frac{1}{\beta}} \Gamma\left(\frac{1}{\beta} + 1\right)} \quad (10)$$

$\alpha = a \beta$ Parameter der
 $\beta = b$ Weibull-Verteilung

Ni	Cr	Ti	Al	Fe	Si	Mn	C	Zr	B
73,6	20,36	2,35	1,41	0,79	0,3	0,08	0,042	0,04	0,0036

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung von Nimonic 80 A
(Gew. %)

Gefugezustand	Wärmebehandlung	statische Gleitverteilung (mittl. Gleitbandabstand)	
Mischkristall	4 h 1080°C/H ₂ O	mittel	(3 µm)
Überaltert	4 h 1080°C/H ₂ O 650 h 800°C	grob	(5 µm)
Härtemaximum	4 h 1080°C/H ₂ O 100 h 750°C	sehr grob	(9 µm)
Überaltert	4 h 1080°C/H ₂ O 100 h 890°C	fein	(<1 µm)

Tabelle 2: Charakterisierung einer statischen Gleitverteilung durch einen mittleren Gleitbandabstand

Gefugezustand	Dehnung ε [%]	mittl. Stufenhöhe h [nm]	mittl. Gleitbandabstand x [µm]	B = h/x
Härtemaximum	1	80	9	0,0089
Mischkristall	1	35	3	0,0116

Tabelle 3: Zusammenhang zwischen mittlerem Gleitstufenabstand und mittlerer Gleitstufenhöhe

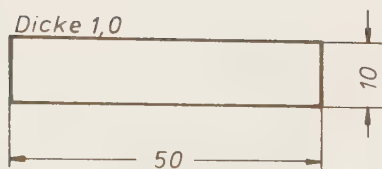
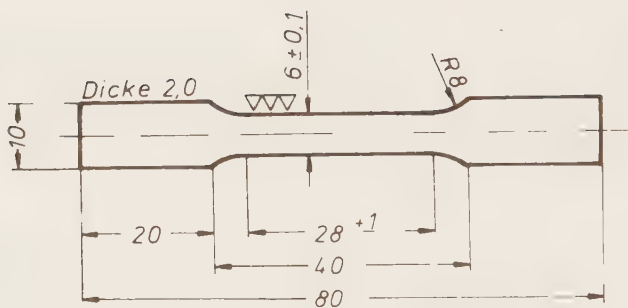
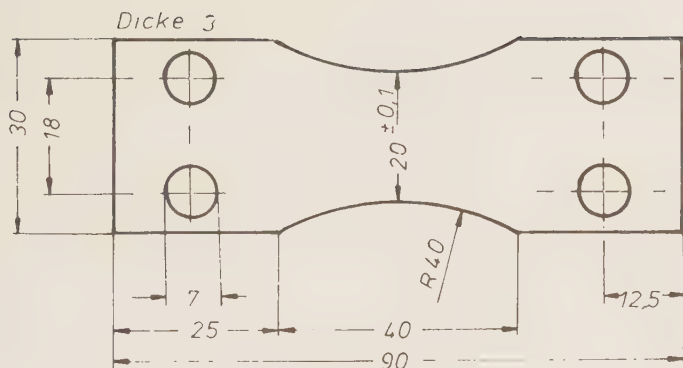
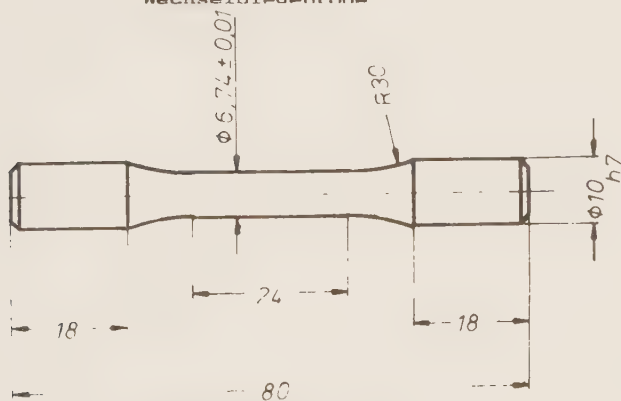


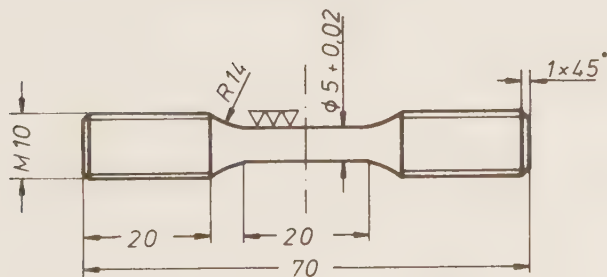
Bild 1: Form und Abmessungen der verwendeten Zugproben



Wechselbiegeprobe



Umlaufbiegeprobe



Zug-Druck-Probe

Bild 2: Form und Abmessungen der verwendeten Ermüdungsproben

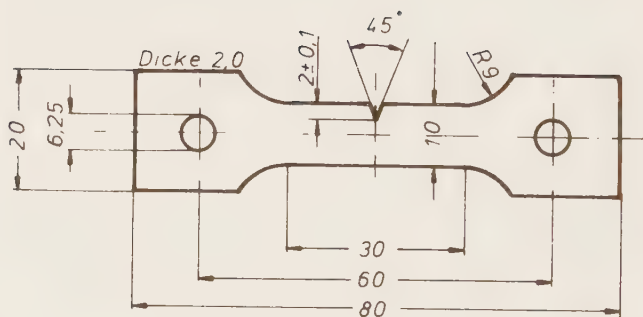
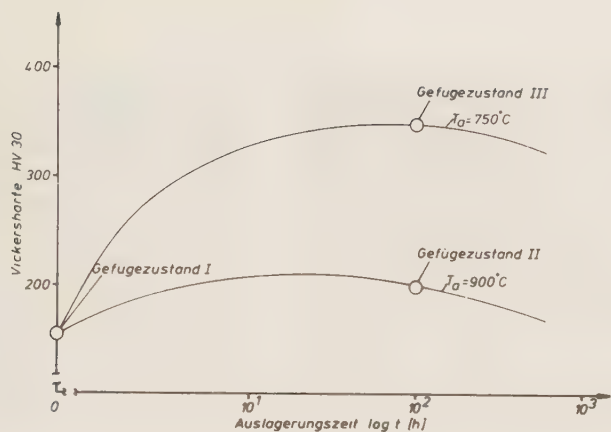
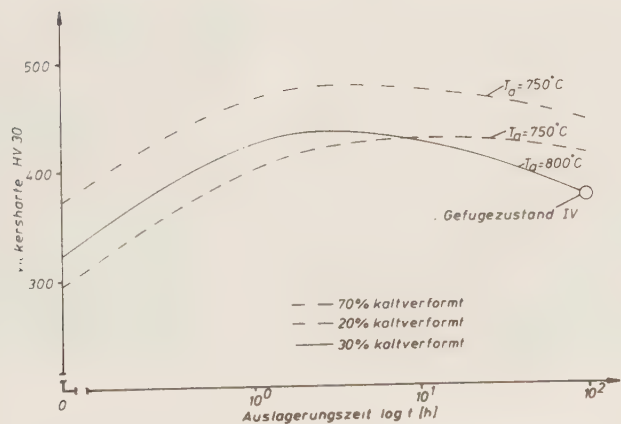


Bild 3: Einseitig gekerbte Flachzugprobe zur Bestimmung der Riausbreitungsgeschwindigkeit

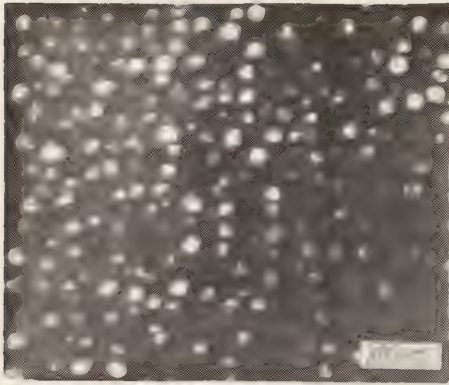


a) Auslagerungsisothermen für 750°C und 900°C

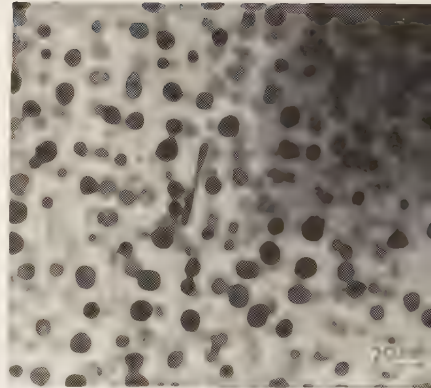


b) Auslagerungsisothermen für thermomechanische Behandlungen

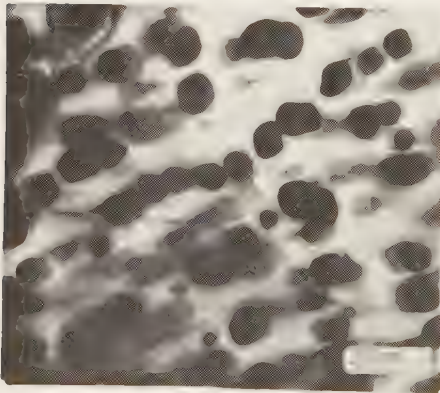
Bild 4: Auslagerungsisothermen und Kennzeichnung der untersuchten Gefüge



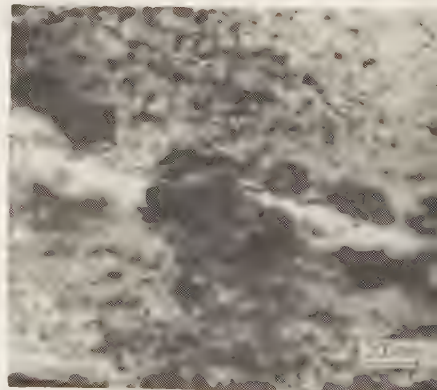
1 h 1080°C, 15 h 800°C



4 h 1080°C, 100 h 750°C



4 h 1080°C, 100 h 900°C



1 h 1080°C, 15 h 800°C
Korngrenze mit $M_{23}C_6$ -Karbiden

Bild 5: Ni_3Al -Teilchen bei verschiedenen Aushärtungen; in der TEM-Dunkelfeldabbildung erscheinen die Teilchen hell.

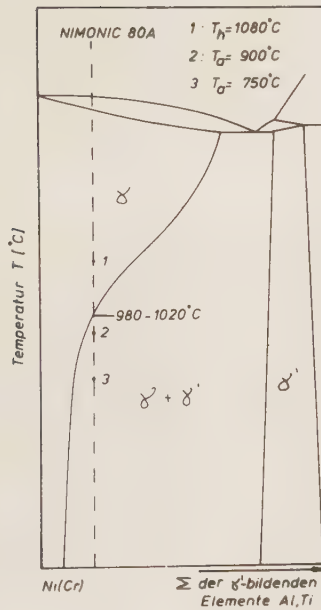


Bild 6: Zustandsdiagramm von Nimonic 80 A dargestellt als quasibinärer Schnitt γ -Mischkristall/ $\Sigma\gamma'$ -bildende Elemente

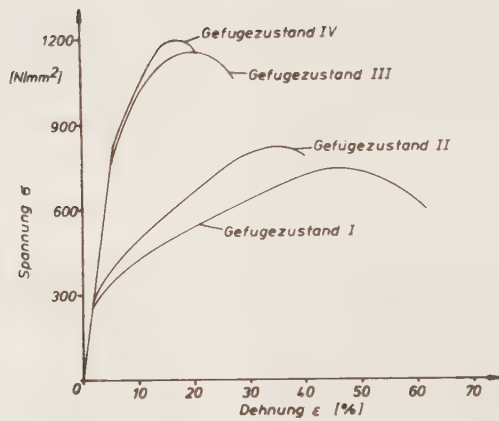


Bild 7: Spannungsdehnungsdiagramme der ausgewählten Gefügestände I - IV

Streckgrenzen: $\sigma_{yI} = 250 \text{ N/mm}^2$

$\sigma_{yII} = 285 \text{ N/mm}^2$

$\sigma_{yIII} = 720 \text{ N/mm}^2$

$\sigma_{yIV} = 780 \text{ N/mm}^2$



a) Härtemaximum (III), 4 h
 $1080^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$ 100 h 750°C



b) Mischkristall (I), 4 h
 $1080^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$



c) Überaltert (II), 4 h
 $1080^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$ 100 h 900°C

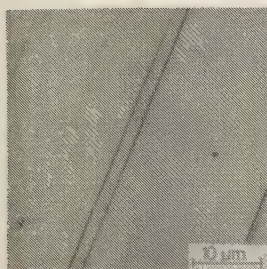


d) Thermomech. behandelt (IV)
 4 h $1080^{\circ}\text{C}/\text{H}_2\text{O}$ 30 % kaltverf.
 100 h 800°C

Bild 8: Gleitverhalten unter statischer Beanspruchung $\varepsilon = 1\%$



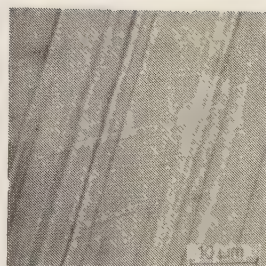
Bild 9: Bestimmung von statischen Stufenhöhen mit Vielstrahl-
interferenzen $\bar{\lambda} = 35 \text{ nm}$



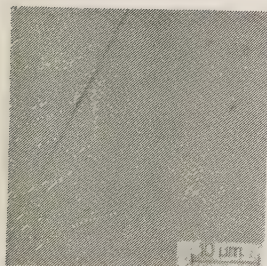
Härtemaximum (III)
10000 Lastspiele



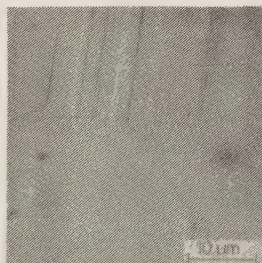
b) TMT (IV)
10000 Lastspiele



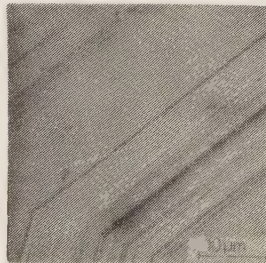
c) Mischkristall (I)
50000 Lastspiele



Überaltert (II)
50000 Lastspiele

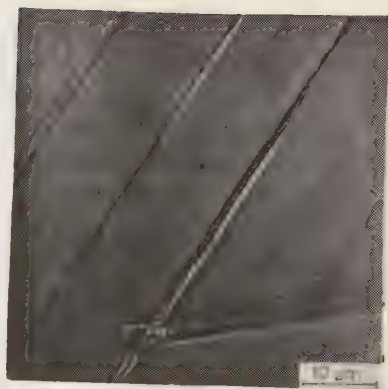


e) Überaltert (II)
150000 Lastspiele

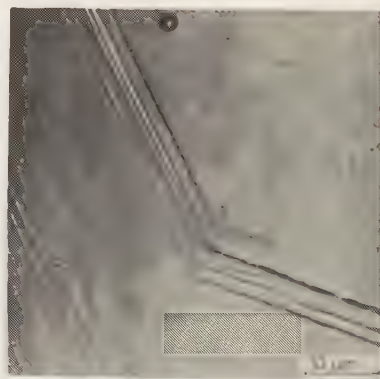


f) Mischkristall (I)
50000 Lastspiele

Bild 10: Gleitverteilung unter dynamischen Beanspruchungsbedingungen ($\sigma_a = 1,05 \sigma_y$)



Gefügezustand I: homogener Mischkristall 4h 1080°C/H₂O



Gefügezustand II: überaltert 4 h 1080°C/H₂O 100 h 900°C

Bild 11: Anordnung und Form der Gleitstufen in den Ermüdungs-
gleitbändern

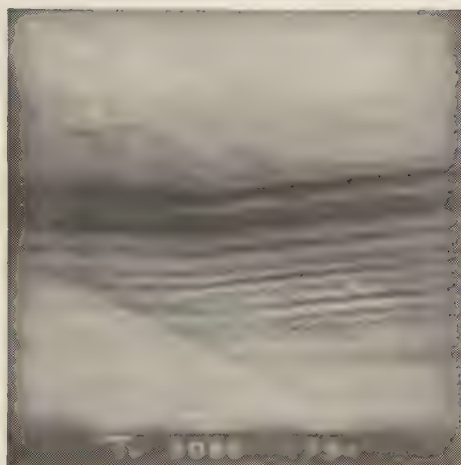
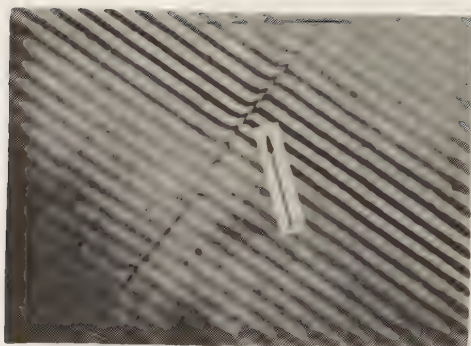
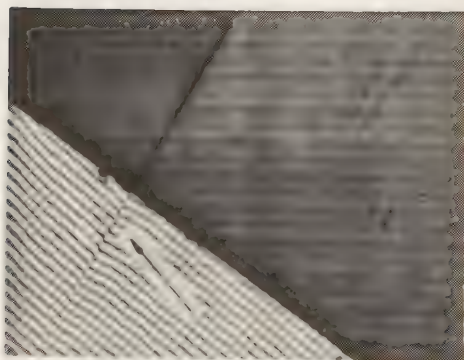


Bild 12: REM-Aufnahmen der Ermüdungsleitbänder

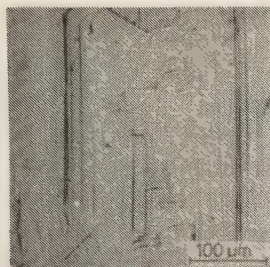


a)



b)

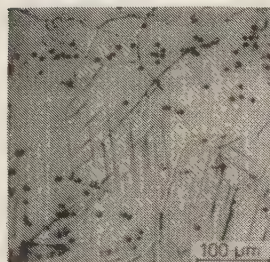
Bild 13: Bestimmung der kritischen Stufenhöhe h_c mit Interferenzverfahren ($\sigma_a = 1,05 \sigma_y$)



Gefügezustand Härtemaximum

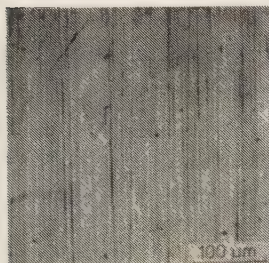
Zustand vor der Fertigung: unbehandelt
4 h 1080°C/H₂O 100 h 750°C, mechanisch
poliert

N₀ = 10000 Lastspiele



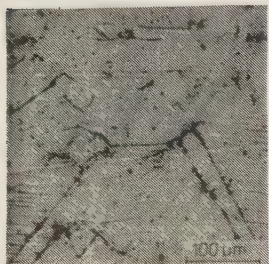
Zustand vor der Fertigung: 4 h 1080°C/H₂O
100 h 750°C, elektrolytisch poliert

N₀ = 20000 Lastspiele



Zustand vor der Fertigung: 4 h 1080°C/H₂O
100 h 750°C, mechanisch poliert

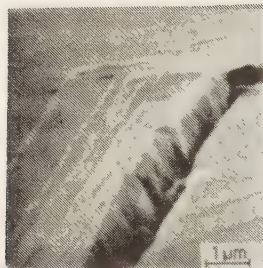
N₀ = 45000 Lastspiele



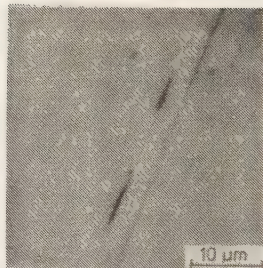
Zustand vor der Fertigung: unbehandelt
4 h 1080°C/H₂O 100 h 750°C,
elektrolytisch poliert

N₀ = 10000 Lastspiele

Bild 14: Einfluß des Oberflächenzustands auf die Lastspielzahl
bis zur Rißbildung



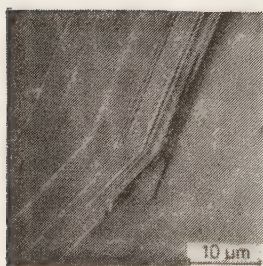
a) REM-Aufnahme:
Mischkristall



b) LM-Aufnahme:
Härtemaximum



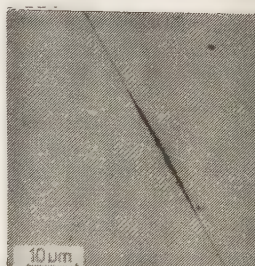
c) Oberflächenabdruck
Härtemaximum



d) LM-Aufnahme:
Überaltert



e) LM-Aufnahme: TMT



f) LM-Aufnahme:
Mischkristall
Zwillingsgrenze

Bild 15: Rißbildung an hohen Oberflächenstufen ($\sigma_d = 1,05 \sigma_y$)

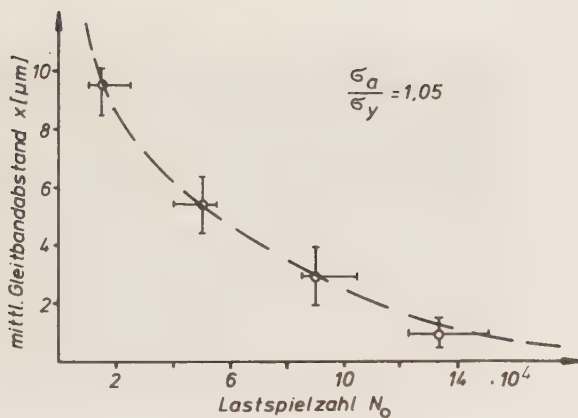


Bild 16: Abhängigkeit der Lastspielzahl bis zur Risfbildung von der Gleitverteilung ($\bar{x}$ s. Tab. 2)

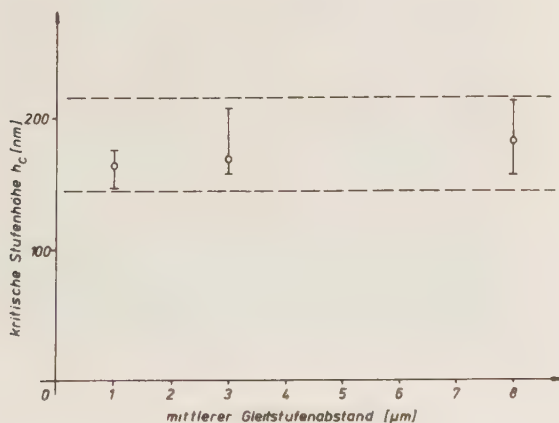


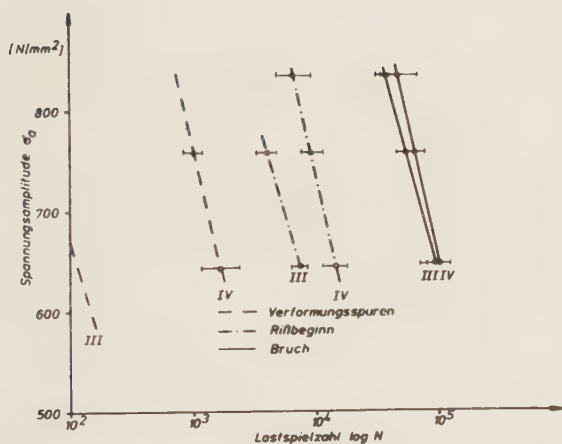
Bild 17: Kritische Stufenhöhe h_c zur Auslösung eines Riskeims für verschiedene Gleitverteilungen ($\bar{x}$ s. Tab. 2) ($\sigma_a = 1,05 \sigma_y$)



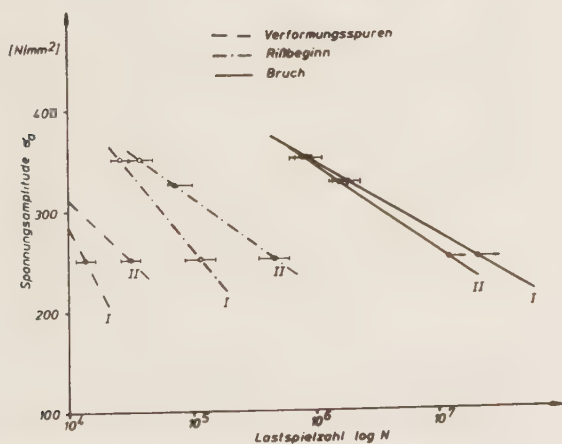
a) homogene Gleitverteilung Gefügezustand II, IV



b) inhomogene Gleitverteilung Gefügezustand I, III



a) Gefügezustände III, IV; $\sigma_y \approx 735 \text{ N/mm}^2$



b) Gefügezustände I, II; $\sigma_y \approx 300 \text{ N/mm}^2$

Bild 19: Grenzlinie für das Auftreten von ersten Verformungsspuren und Rissen sowie die Wöhlerlinie der Zustände I - IV

Gefügezustand	Umlaufbiege- versuch	Wechselbiege- versuch	Umlaufbiege- versuch	Wechselbie- versuch
	Lastspielzahl bis zur Rißbildung		Bruchlastspielzahl	
I Mischkri- stall	200000	100000	$4,5 \cdot 10^6$	$2 \cdot 10^6$
II Härte- maximum	18000	10000	$6 \cdot 10^4$	$2 \cdot 10^4$
III Überal- tert	260000	140000	$1,8 \cdot 10^6$	$1 \cdot 10^6$

Bild 20: Einfluß der Belastungsart und der Probengeometrie auf die Lastspielzahl bis zur Rißbildung und die Bruchlastspielzahl ($\sigma_a = 1,05 \sigma_y$)

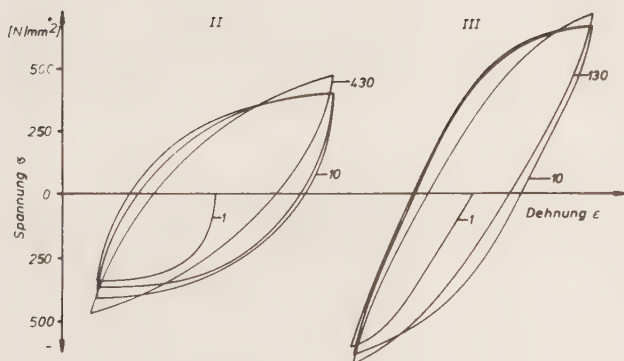
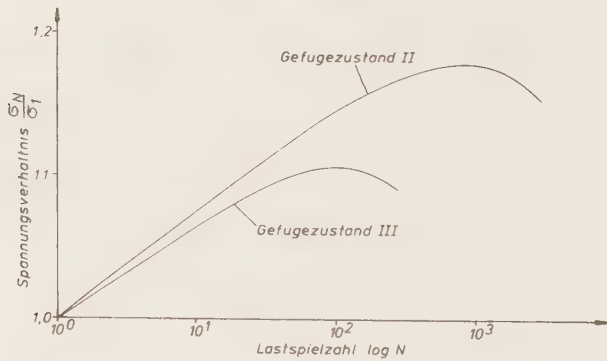


Bild 21: σ, ϵ -Hysterese-Verhalten für zwei verschiedene Gefügestände (II, III) ($\Delta \epsilon_f = \pm 0,6 \%$)

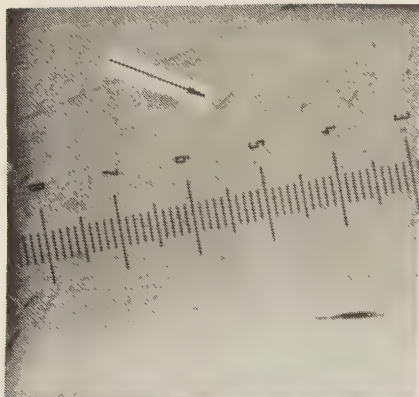


a) Abhängigkeit der maximalen Spannungsamplitude σ_a von der Lastspielzahl

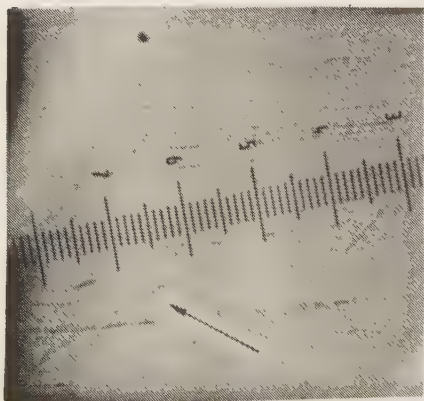


b) Normierte Spannungsamplitude $\frac{\sigma_N}{\sigma_1}$

Bild 22: Ver- und Entfestigungsverhalten der untersuchten Zustände ($\Delta \varepsilon_f = \pm 0,6 \%$)



a) Härtemaximum, 150 Lastspiele



b) Überaltert, 1100 Lastspiele

Bild 23: LM-Untersuchung der Mikrorisse auf der Oberfläche zu Beginn der Entfestigung ($\Delta\epsilon_f \approx \pm 0,6\%$)

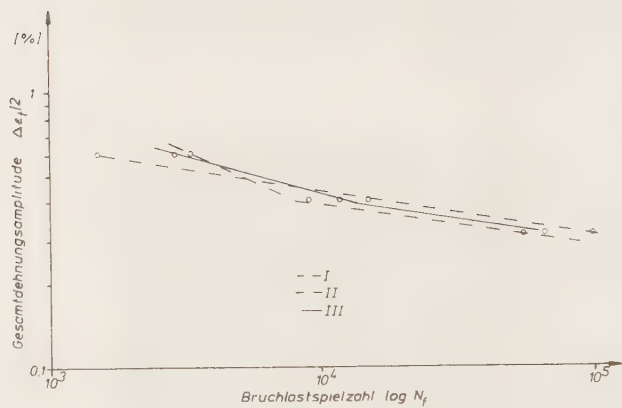


Bild 24: Coffin-Manson-Darstellung der untersuchten Gefügezustände

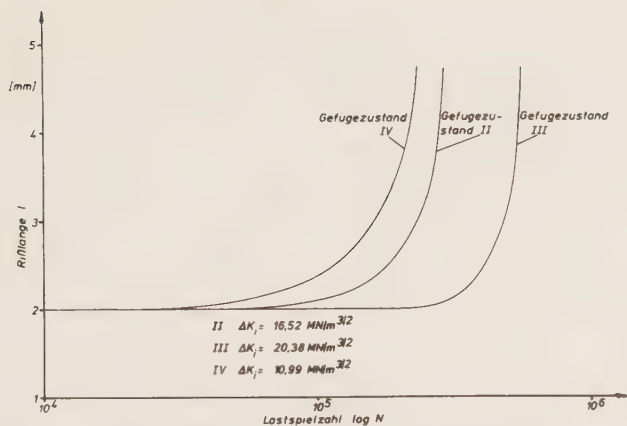


Bild 25: Rißverlängerung in Abhängigkeit von der Lastspielzahl

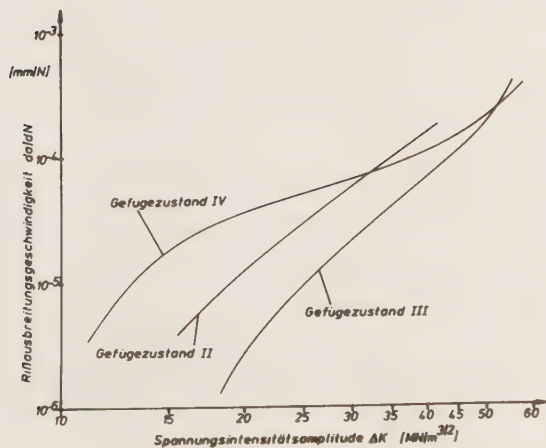


Bild 26: Rißausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsamplitude ΔK (Gefügezustand II, III, IV)

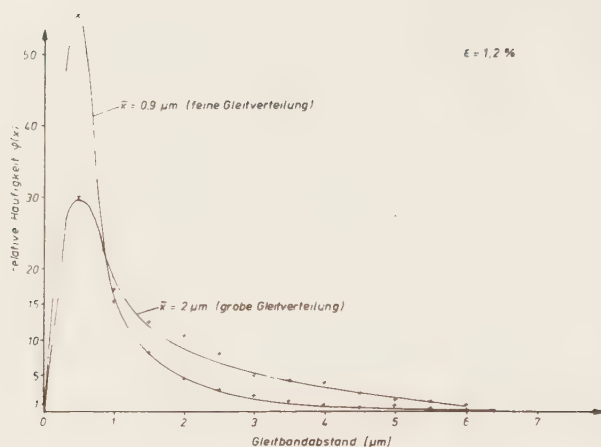


Bild 27: Experimentell bestimmte Verteilungsfunktionen der Gleitbandabstände für zwei verschiedene Gleitverteilungen (II, III)

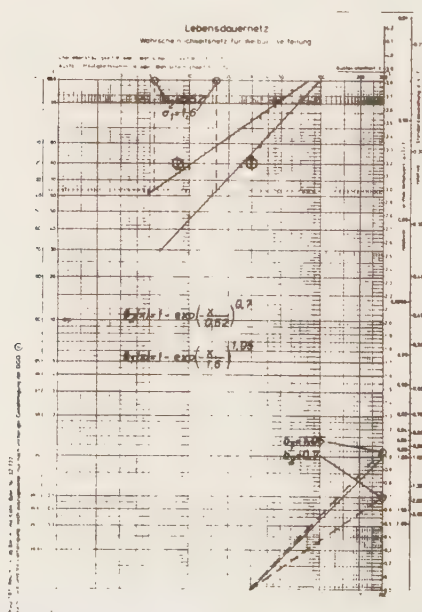
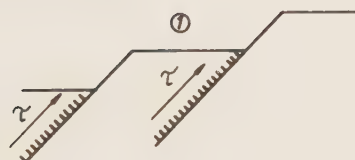


Bild 28: Bestimmung der Konstanten a_1 , b_1 der Weibull-Verteilung in einem Lebensdauernetz

Zugphase



Druckphase

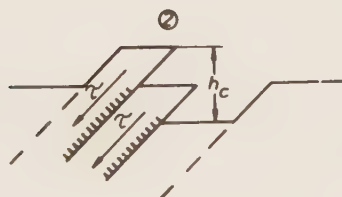


Bild 29: Modellvorstellung zur Berechnung der Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von hohen Oberflächenstufen

Die vorliegende Arbeit wurde in der Zeit von November 1976 bis Januar 1979 am Institut für Werkstoffe der Abteilung für Maschinenbau an der Ruhr-Universität in Bochum durchgeführt.

Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Hornbogen danke ich ganz besonders für die Anregung zu dieser Arbeit und seine stetige Bereitschaft zu wertvollen Diskussionen und neuen Impulsen.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. G. Lütjering danke ich für interessante Hinweise während der Durchführung der Arbeit.

Herrn Dr.-Ing. M. Kühlmeyer danke ich für wertvolle Diskussionen im Zusammenhang mit den statistischen Problemen.

Allen Institutsmitgliedern, die mir bei der Durchführung der Experimente behilflich waren, sei an dieser Stelle gedankt.

Ich bedanke mich bei den Thyssen Edelstahlwerken Krefeld für die Bereitstellung des Versuchsmaterials.

Lebenslauf

Name:

Michael Gräf

Geburtsdatum und -ort:

7.4.1951 in Düsseldorf

Eltern:

Anton Gräf und Ehefrau Anneliese,
geb. Hilden

Familienstand:

verheiratet mit Irmhild Gräf,
geb. Bergfeld

Schulausbildung:

- a) 1957 - 1961 Volksschule in
Gladbeck/Westfalen
- b) 1961 - 1969 Neusprachliches
Gymnasium in Gladbeck und
Bochum-Langendreer
Juli 1969 Abitur

Wehrdienst:

1.4.1970 - 30.9.1971 Panzertruppe
Hemer/Westf.

Studium:

- a) 1.10.1969 - 31.3.1970 Maschi-
nenbau Ruhr-Universität
Bochum
- b) 1.10.1971 - 31.3.1976 Maschi-
nenbau Ruhr-Universität
Bochum
Abschluß: Dipl.-Ing.

Berufstätigkeit:

- a) 1.5.1974 - 31.7.1977 nebenbe-
rufliche Lehrkraft an der Be-
rufsschule der orthop. Anstalten
Volmarstein
- b) 1.4.1976 - 30.11.1976 wiss.
Hilfskraft, Institut für Werk-
stoffe, Ruhr-Universität Bochum
seit 1.12.1976 wiss. Assistent

FOTODRUCK J. MAINZ – Telefon: (02 41) 2 73 05
Neupforte 13, Nähe Markt, 5100 Aachen